

Einsatz einer Kokille mit spezieller
Hohlraumgeometrie zur Verbesserung des
Ausbringens von bleilegiertem Automatenstahl beim
Knüppelstrangguss

Dissertation
zur Erlangung des Doktorgrades
der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von
Dipl.-Ing. Mathias Lüttenberg
aus Werdohl

genehmigt von der Fakultät für
Natur- und Materialwissenschaften der technischen
Universität Clausthal

Tag der mündlichen Prüfung
18.12.2012

Vorsitzender der

Promotionskommission: Prof. Dr. Albrecht Wolter

Hauptberichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Spitzer

Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Dieter Senk

Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Heinz Palkowski

Die vorliegende Arbeit entstand während und nach meiner Tätigkeit als Betriebsleiter der Knüppelstranggießanlage im Stahlwerk der ArcelorMittal Ruhrort GmbH in Duisburg.

Danken möchte ich Herrn Dr. Rosenstock, der mich zu dieser Arbeit ermunterte, und Herrn Dr. mont. Franz Kawa, ohne dessen Idee, eine Spezialkokille für den Knüppelstrangguss zu entwickeln, diese Arbeit nicht hätte entstehen können.

Herrn Prof. Dr. Spitzer und Herrn Prof. Dr. Senk danke ich für das in mich gesetzte Vertrauen. Die intensiven Diskussionen haben einen wichtigen Beitrag zu dieser Arbeit geleistet, und mich oft wieder auf den Boden der Tatsachen geholt.

Herrn Prof. Dr. Palkowski danke ich für die Übernahme des Koreferates.

Mein Dank gilt ebenso den Herren Webersinke, Brand und Dr. Rosenstock, die mir trotz Ausscheiden aus dem Unternehmen im Jahr 2008, zugesichert haben, alle Ergebnisse der Untersuchungen bis einschließlich 2008, für meine Arbeit, verwenden zu dürfen.

Ganz besonders möchte ich mich auch beim Team der Metallografie der ArcelorMittal Ruhrort GmbH für die Ausarbeitung der Untersuchungen, sowie die vielen Hinweise und Erklärungen, bedanken.

An dieser Stelle möchte ich mich auch bei meinen Freunden und ehemaligen Kollegen, Rajesh Puvvada und Uwe Leuschke, für die gute und fruchtbare Zusammenarbeit, bedanken.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung und Aufgabenstellung	7
2. Erstarrung metallischer Schmelzen	8
2.1 Kennzeichnende Daten zur peritektischen Erstarrung	12
2.2 Entstehung von Mikroseigerung	14
2.3 Entstehung von Makroseigerung	16
2.4 Wärmetechnische Charakteristiken der Erstarrungsvorgänge	17
2.4.1 Wärmestromdichte	17
2.4.2 Überhitzung der Schmelze und Gießgeschwindigkeit	19
2.4.3 Chemische Zusammensetzung des Stahls	19
2.4.4 Gießpulver	20
2.4.5 Konische Anstellung der Kokille	20
2.4.6 Erstarrungsgeschwindigkeit	20
2.5 Berechnungsmodelle von Spannungszuständen während der Erstarrung in der Kokille	22
2.6 Untersuchungen und Ergebnisse bezüglich der Kokillenwärmeabfuhr seit 1980	29
3. Zwischendiskussion	58
4. Verbesserung des Ausbringens von Knüppelstrangguß durch Einsatz einer Kokille mit spezieller Hohlraumgeometrie und Verbundbauweise	61
4.1 Hintergrund	61
4.2 Automatenstähle	61
4.3 Ergebnisse älterer Untersuchungen	66
4.4 Neues Kokillenkonzzept	69
4.5 Gießbetrieb Stahlwerk Ruhrort	74
4.6 Automatische Heißdrahtprüfung	74
4.7 Instrumentierte Kokille	77
4.8 Erste Testphase mit Invex®-Kokille Version 1	78
4.9 Auswertung der Temperaturoaufzeichnungen Invex®-Kokille Version 1	83
4.9.1 Einfluss der Gießgeschwindigkeit	84
4.9.2 Einfluss der Überhitzung	85
4.9.3 Volumenstrom des Kokillenkühlwassers	85
4.9.4 Gießpulversorte	86
4.10 Zweite Testphase mit Invex®-Kokille Version 2	89
4.11 Dritte Testphase mit Invex®-Kokille Version 3	92

4.12 Vergleich der Invex®-Kokillen (Version 1-3) in Bezug auf die integrale und lokale Wärmeabfuhr	96
5. Wärmeübergang in der Invex®-Kokille und deren Auswirkung auf das Gussgefüge in der Randschicht beim Automatenstahl mit Blei	99
5.1 Mangansulfid-Verteilung in Abhängigkeit der Kokillengeometrie in der Randschicht des Gussgefüges bei 11SMnPb30	99
5.2 Einfluss der Kokillengeometrie auf Sekundärdendritenarmabstände (SDAS) in der Randschicht	102
5.3 Gefügestruktur und Erstarrungslinie	111
6. Unterschiede in der Erstarrungsstruktur bei Automatenstählen mit und ohne Blei	116
6.1 Versuchswalzung Im Knüppelwalzwerk von 130 ² auf 100 ² mm	116
6.2 Heißzugversuche	119
6.3 Berechnungen mit Factsage	130
7. Zusammenfassung der Ergebnisse und Diskussion	131
8. Anhang	137
8.1 Allgemeines über den Wärmetransport	137
8.2 Ableitung der Fourier'schen Differentialgleichung als Grundlage der mathematischen Modellierung thermischer Vorgänge	138
8.3 Numerische Verfahren zur Lösung der Fourier'sche Differentialgleichung	142
8.2.1 Finite Differenzen Methode	142
8.2.2 Finite Elemente Methode	144
9. Literaturverzeichnis	145
10. Abbildungsverzeichnis	148

Kapitel 1

Einleitung und Aufgabenstellung

Zu Beginn dieser Arbeit stand der Gedanke im Vordergrund, eine Kokille für den Knüppelstrangguss zu entwickeln, die durch geeignete Eckengeometrie und spezieller Kühlstrategien ein Vormaterial liefert, welches beim Warmwalzen ein nahezu fehlerfreies Walzprodukt erzeugt.

Schon immer haben Stranggießer und Walzwerker unterschiedliche Vorstellungen von einer optimalen Eckengeometrie der Stranggussknüppel. Während ein kleiner Kantenradius in der Kokille während Gießen sich positiv auf Durchbruchrate und Oberflächenfehler im Kantenbereich auswirkt, verlangt der Walzwerker einen eher großen Kantenradius am Vormaterial, um Kantenfehler zu vermeiden. Radien von 15-30 mm wären wünschenswert, um Probleme mit Randentkohlung, Überwalzungen und Rissen zu vermeiden.

Daher ist im Jahr 2004 ein Entwicklungsprojekt, zusammen mit der Concast AG und dem Stahlwerk Ruhrort der ArcelorMittal Gruppe, aufgelegt worden, durch eine neuartige Kokille, ein Vormaterial zu erzeugen, was ein höheres Qualitätsausbringen in der Walzstrasse in Hochfeld erzeugt; gleichzeitig den Gießprozess und die Oberflächenqualität der gegossenen Knüppel verbessert.

Hauptanliegen dieser Idee war, die Walzdrahtoberfläche vom gebleiten Automatenstahl zu verbessern, da der Ausfall dieser Stahlqualität aufgrund von Oberflächenfehlern großen Schwankungen unterlag.

Vorhergehende Untersuchungen, bei denen die Gieß- und Walzparameter eingehend untersucht und nach Variierung mit den Oberflächenergebnissen verglichen wurden, führten zu keinen reproduzierbaren Ergebnissen.

Mit dem Start des Projektes im September 2004 begann eine Entwicklung, die sich später auf die Erstarrungsvorgänge von dem bleilegierten, halbberuhigten Automatenstahl konzentrierte und Erkenntnisse brachte, die bis dahin sicherlich aufgrund langjähriger Erfahrung vorhanden waren, aber in dieser Form nicht untersucht und somit untermauert wurden.

Da sich im Laufe des Projektes zeigte, dass der Automatenstahl nicht den vorangegangenen Überlegungen hinsichtlich einer optimalen Kokillengeometrie folgte, wurde dieser Sachverhalt Schwerpunkt dieser Arbeit.

Dabei ist insbesondere das Erstarrungsverhalten dieser Stahlgüte als auch die daraus resultierende Gefügestruktur, die Verteilung der Legierungselemente und die Ausscheidungen untersucht, worden.

Kapitel 2

Erstarrung metallischer Schmelzen

Wird ein flüssiges Metall unter seinen Schmelzpunkt abgekühlt **Abb. 2.01**, so ist thermodynamisch das Einsetzen der Kristallisation zu erwarten [1]. Die Freisetzung der Schmelzwärme und der Energiebedarf für die Bildung der Grenzfläche zwischen Keim und Schmelze behindern jedoch die homogene Keimbildung [2], [3], [5].

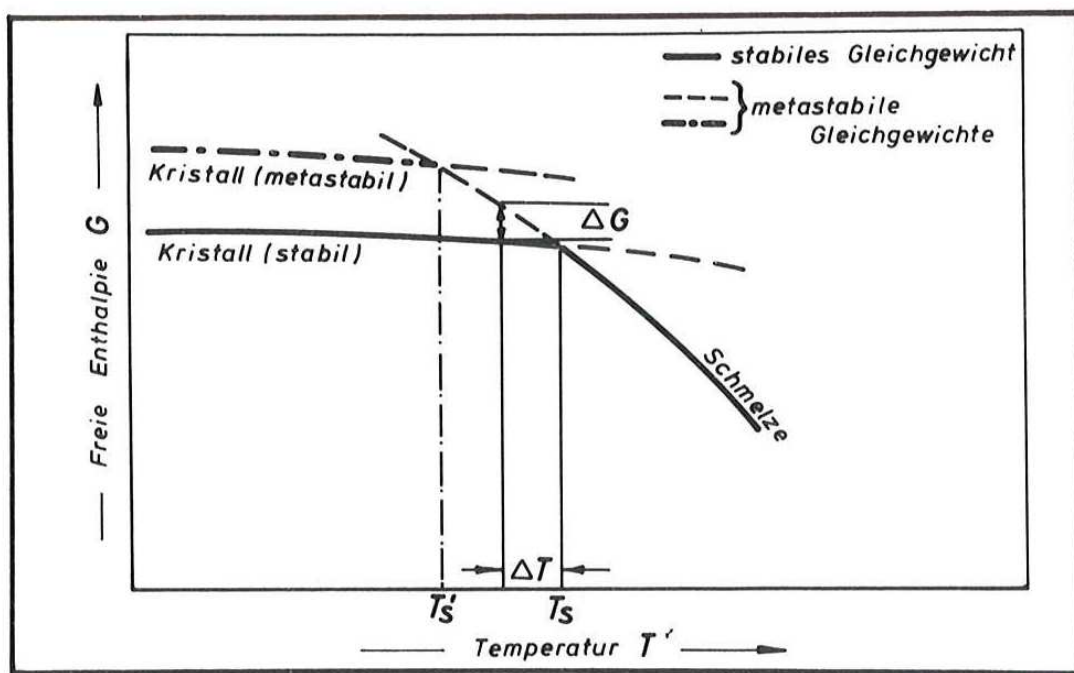


Abb. 2.01. : Zusammenhang zwischen freier Enthalpie und der Temperatur für den flüssigen und festen Zustand[4]

Die Folge ist, dass dieser Vorgang nur nach beträchtlichen Unterkühlungen einsetzen kann. In der technischen Anwendung ist daher die homogene Keimbildung bedeutungslos, vielmehr wird die Kristallisation immer durch heterogene Keimbildung eingeleitet [4].

Eine Metallschmelze enthält viele Grenzflächen, die als Potentialsenken für eine Fremdkeimbildung wirksam werden können. Wirksame Grenzflächen bilden z.B.:

- Die Kokillenwand
- Die Schmelzoberfläche
- In der Schmelze dispergierte Teilchen.

Die Keimbildung an der Kokillenwand ist für das Stranggussverfahren natürlich die dominierende Erscheinung. Die Wärmeabfuhr bewirkt hier die notwendige Unterkühlung[4].

Abb.2.02 zeigt eine typische Erstarrungsstruktur eines Vormaterials aus Strang- oder Standguss. Je nach Stahlsorte und Abkühlbedingungen treten die drei Bereiche von außen nach innen: Speckschicht (Chill-Zone), transkristalliner Bereich (Columnar Zone) und globulitischer Kernbereich (Equiaxed Zone), mehr oder weniger ausgebildet auf[6].

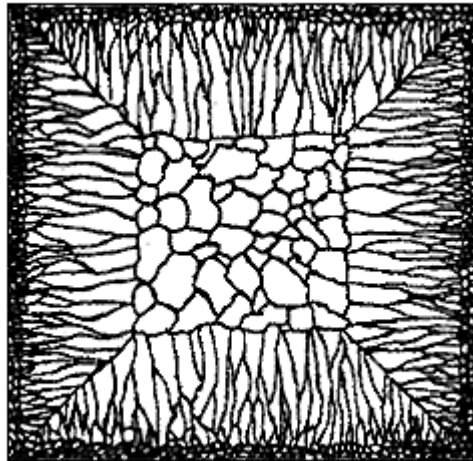


Abb.2.02: Skizze der Erstarrungsstruktur eines Knüppelquerschnitts mit sog. Speckschicht (Chill-Zone), transkristallinen Bereichs (Columnar Zone) und globulärer Kernzone (Equiaxed Zone) [6]

Stähle erstarren im Allgemeinen dendritisch und sind deshalb mikroskopisch inhomogen. Im Festkörper stellen sich innerhalb derselben Phase Konzentrationsschwankungen ein, die man als Mikroseigerungen bezeichnet. Die räumliche Periodizität dieser Seigerungen ist durch die Wachstumsmorphologie der Kristalle vorgegeben [7].

Wachstumsgeschwindigkeit und Wachstumsrichtung werden durch den Wärmefluss und die Kristallisotropie bestimmt. Strömungs- und Sedimentationsvorgänge in der erstarrenden Schmelze können, bedingt durch Mikroseigerungen, auch makroskopische Konzentrationsverschiebungen im Block oder Strang hervorrufen. Konzentrationsänderungen, während der Kristallisation, führen außerdem zur Ausscheidung sekundärer Einschlüsse in den angereicherten interdendritischen Zwischenräumen [8].

Dendritische Kristalle sind definitionsgemäß aus primären, sekundären und tertiären Armen aufgebaut. **Abb.2.03** zeigt dies schematisch. Die Arme wachsen in einer bestimmten kristallografischen Vorzugsrichtung und primär in Richtung des Wärmeflusses. Dendriten treten manchmal auch mit einer plattenförmigen Struktur auf.

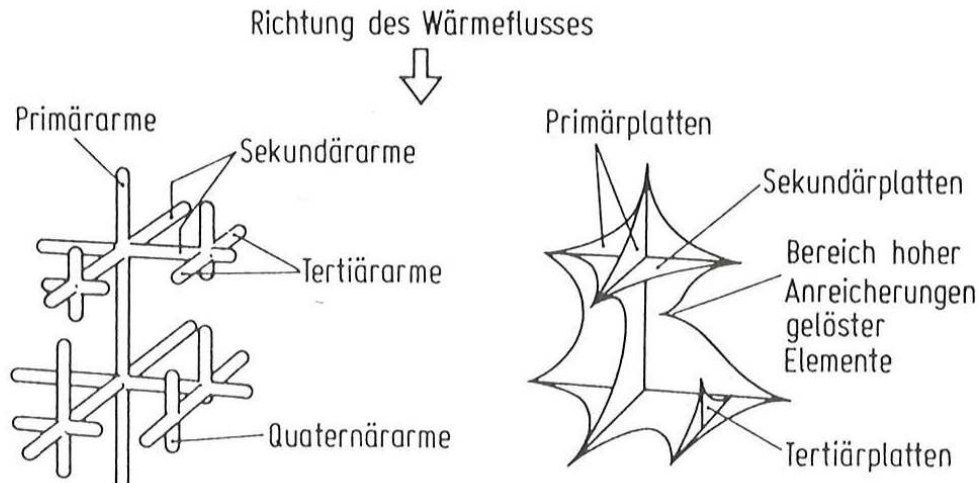


Abb.2.03:Schematische Darstellung der Dendritenbildung bei der Erstarrung[5]

Abb.2.04 zeigt ein dendritisches Erstarrungsgefüge eines austenitischen Stahles. Deutlich ist hier die Dendritenstruktur im Längs- und Querschliff zu erkennen.

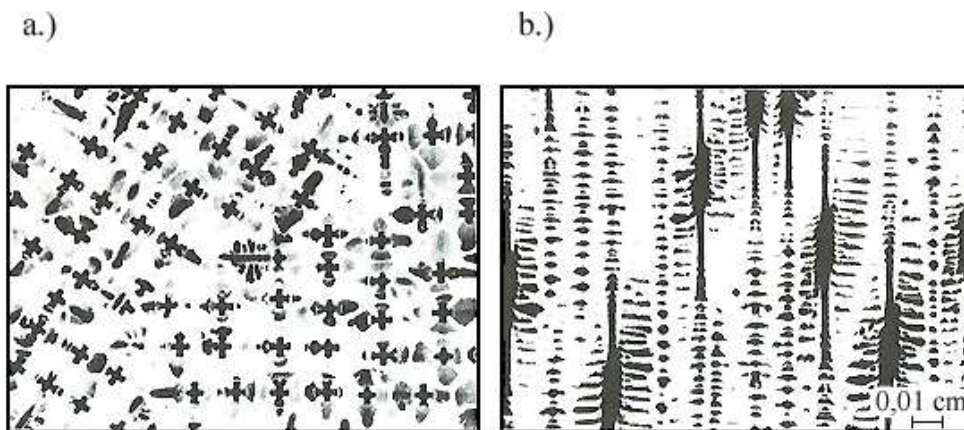


Abb.2.04: Dendritenmorphologie in einem austenitischen Stahl im Quer (a)- und Längsschliff (b)[8]

Morphologie und Seigerungsabstände dendritischer Kristalle ändern sich mit der Erstarrungsgeschwindigkeit und dem Temperaturgradienten im Zweiphasenbereich fest/flüssig. Bei natürlicher freier Erstarrung (Strangguss, Blockguss) sind diese beiden Einflussgrößen über den Wärmefluss miteinander gekoppelt, bei stationärer gerichteter Erstarrung demgegenüber unabhängig veränderlich [8].

Abb.2.05 zeigt den Zusammenhang zwischen Abkühlrate und Primär-bzw. Sekundärdendritenarmabständen. Die Dendritenarmabstände sind für verschiedene Abkühlraten stahlsortenspezifisch[8].

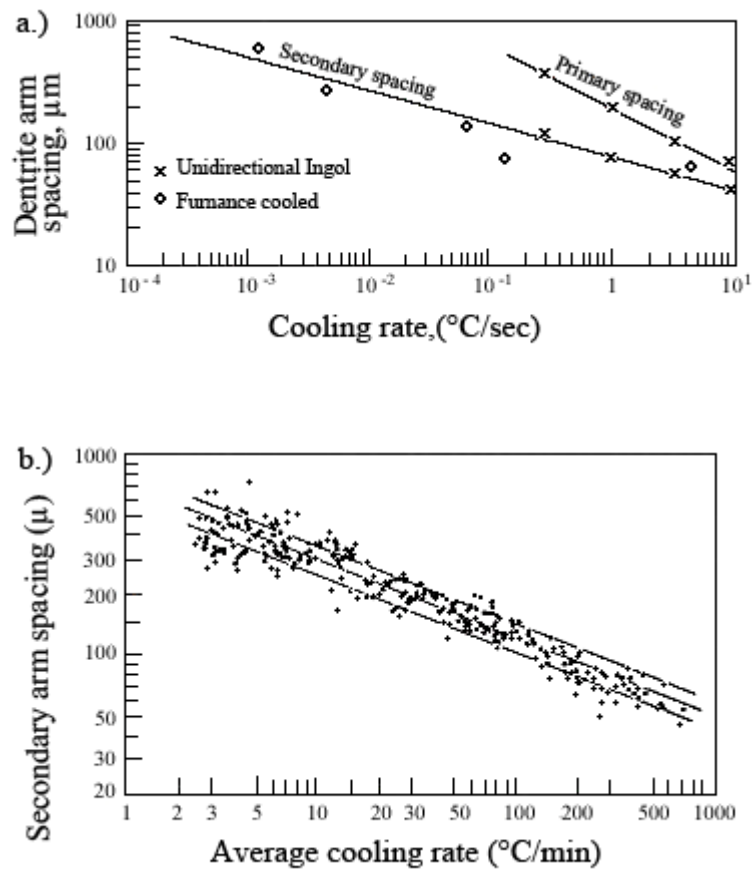


Abb.2.05: Experimentell ermittelte Daten für Primar- und Sekundärdendritenarmabstände in Eisenlegierungen
a) Fe-25%Ni;
b) Kohlenstoffstahl von 0,1-0,9 % Kohlenstoff in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit [6]

2.1 Kennzeichnende Daten zur peritektischen Erstarrung

Die dreiphasige peritektische Reaktion $L + \delta = \gamma$ wird in Fe- Basislegierungen durch Zusätze von Austenitbildnern wie Kohlenstoff, Stickstoff, Nickel, Mangan und Kupfer bewirkt und kann zu komplexen Erstarrungsverhalten hinsichtlich Phasenstabilität und Mikrosegierung führen [9]. Wie aus dem schematischen binären Phasendiagramm in **Abb.:2.06** ersichtlich, sind auch metastabile Zustände möglich [11].

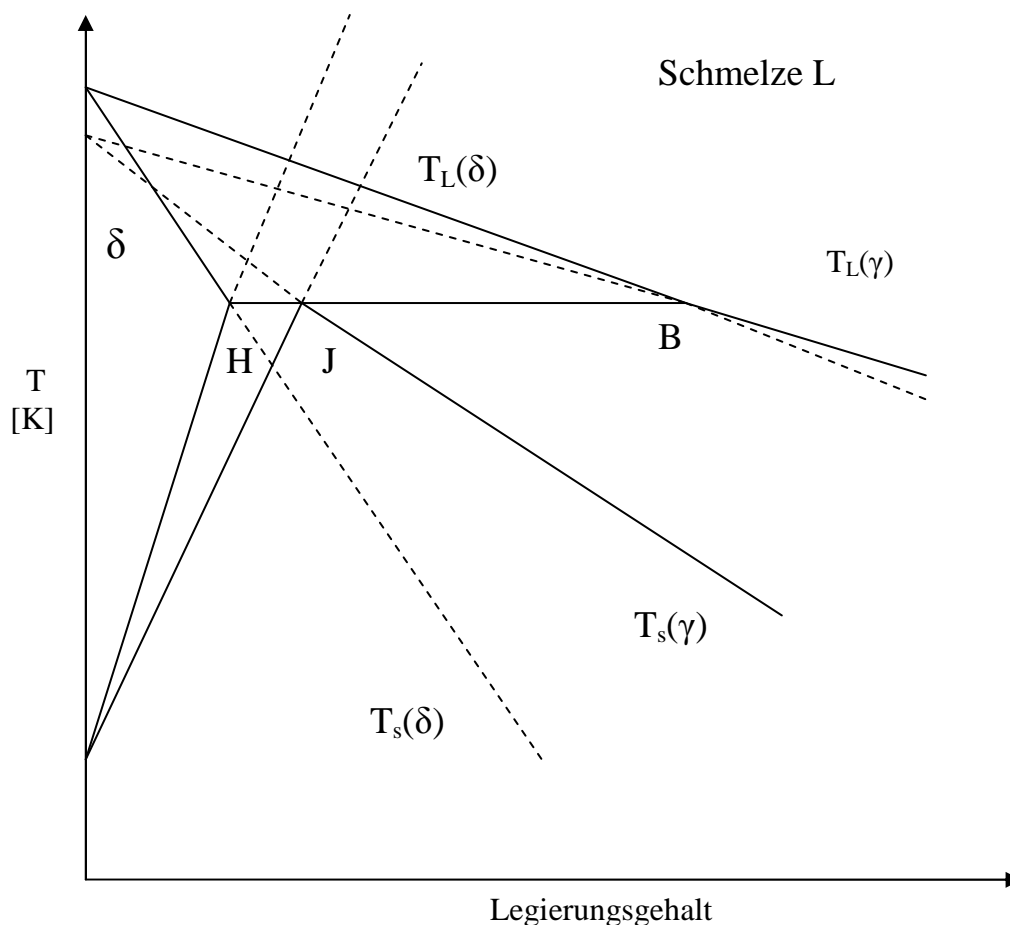
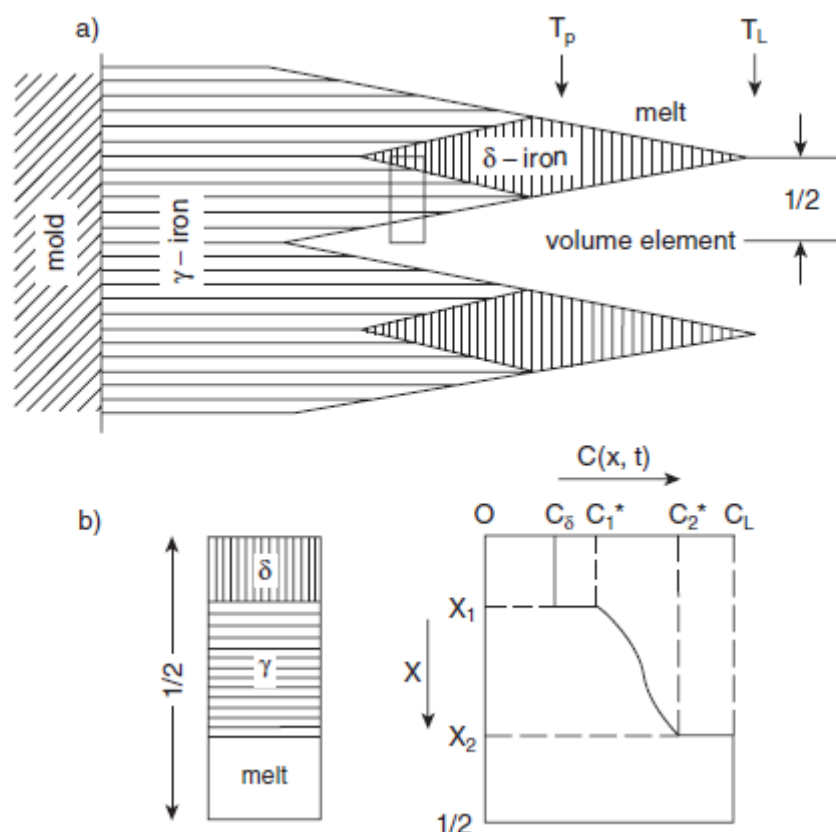


Abb.2.06: Binäres peritektisches Zustandsdiagramm (schematisch) mit stabilen und instabilen Umwandlungslinien[11]

Bei rascher Abkühlung (5000K/s) kann im Fall von ferritischer Primärerstarrung die δ -Phase zugunsten der Austenitphase unterdrückt werden. Bei leicht überperitektischen Kohlenstoffstählen mit 0,59 -0,61 % C konnte dagegen bei viel niedrigeren Kühlraten (ca. 0,3 K/s) eine Verzögerung der γ -Phasenbildung und damit primäre Ferriausscheidung beobachtet werden [11].

Die peritektische Temperatur liegt bei etwa 1495 °C und wird, wie auch die Liquidustemperatur, durch die Kühlrate kaum beeinflusst, weil die von der Kohlenstoffdiffusion abhängige Umwandlung rasch, und daher nahe dem Gleichgewicht, abläuft [11],[14],[16],[17],[18],[19],[20].



2.2 Entstehung von Mikroseigerung

Thermodynamische und kinetische Ursachen der Mikroseigerung sind die Konzentrationsunterschiede beim Phasenübergang fest/flüssig, ausgedrückt durch den Verteilungskoeffizienten, und die von den Bedingungen des Stofftransports im Flüssigen abhängige Anreicherung der gelösten Elemente vor der Phasengrenze, sowie der meist langsame oder fehlende Diffusionsausgleich im Festen [8].

Die Ursache der Mikroseigerung besteht darin, dass der erstarrende Kristall eine andere Zusammensetzung als die Schmelze hat.

Die Erstarrung von Mikro- und Niedriglegierten Mangan- Kohlenstoffstählen beginnt mit der δ - Ferrit oder γ -Austenit Phase. Bei der δ - Ferrit Primärerstarrung kommt es zur peritektischen Reaktion, es sei denn, der Kohlenstoffgehalt ist so niedrig, wie z.B. bei IF-Stählen. Das Kornwachstum des Austenit unter Aufzehrung des δ - Ferrits wird durch die Diffusion des Kohlenstoffs im Festen gesteuert. Wie in **Abb. 2.08** schematisch dargestellt, bleibt im letzten Schritt der peritektischen Erstarrung die δ - Ferrit Phase im Zentrum des Dendriten mit angereicherten, gehalten an Kohlenstoff und Austenitbildnern, im Bereich höherer Temperatur und im Bereich etwas niedrigerer Temperatur mit erhöhtem Anteil an Ferritbildnern.

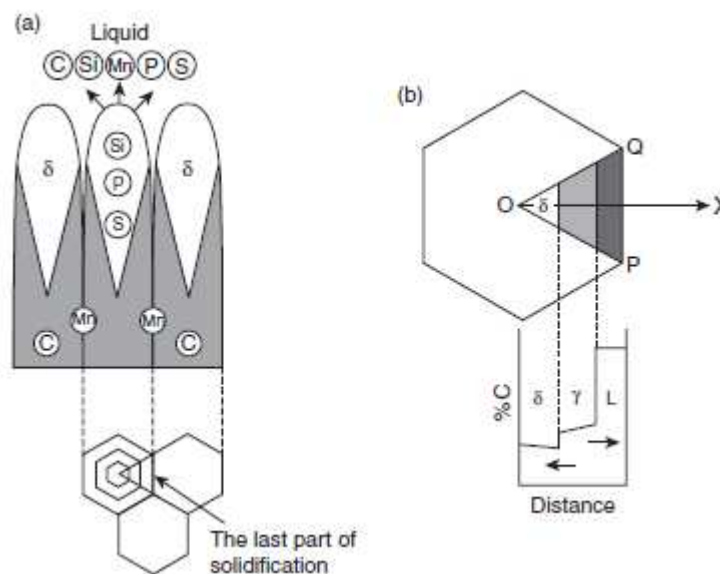


Abb.2.08: Mikroseigerung in einem niedriglegierten Stahl[6]

Das Konzentrationsprofil in der Grenzschicht lässt sich durch verschiedene Gleichungsansätze bei unterschiedlichen Annahmen wie folgt beschreiben:

Lineares Zeitgesetz, nur Diffusion:

$$C_L = C_0 + C_0 \left(\frac{1}{k} - 1 \right) e^{\frac{-vx'}{D_L}}. \quad (2.01)$$

Es bedeuten C_0 die Ausgangskonzentration des gelösten Stoffes, C_L die örtliche Konzentration in der angereicherten Grenzschicht, K den

Gleichgewichtsverteilungskoeffizienten des gelösten Stoffes, v die Erstarrungsgeschwindigkeit, D_L den Diffusionskoeffizienten des gelösten Stoffes in der Schmelze und x' den Abstand von der Phasengrenze im Flüssigen. Weiterhin gelten $v = \text{const.}$ sowie

$$k = C_S/C_L \quad (2.02)$$

und an der Phasengrenze

$$k = C_L^*/C_0. \quad (2.03)$$

Die Dicke der Diffusionsschicht, definiert als Abfall $(C_L - C_0)$ auf $(1/e) \cdot (C_L^* - C_0)$, ergibt sich zu

$$x'_{(1/e)} = \frac{D_L}{v}. \quad (2.04)$$

Wenn v ansteigt, wird die Grenzschicht dünner. Das Konzentrationsprofil ist zeitunabhängig, eine Folge der vorgegebenen Erstarrungsbedingungen

Parabolisches Zeitgesetz, nur Diffusion:

$$x_S = \sqrt{\alpha t} \quad (2.05)$$

$$C_L = C_0 + C_0 \left(\frac{1}{k} - 1 \right) \exp \left(\frac{\alpha}{4D_L} - \frac{x^2}{4D_L t} \right) \quad (2.06)$$

Mit $x' = x - x_S$ erhält man

$$C_L = C_0 + C_0 \left(\frac{1}{k} - 1 \right) \exp \left(-\frac{x' \sqrt{\alpha}}{2D_L \sqrt{t}} \right), \quad (2.07)$$

$$x'_{(1/e)} = \frac{D_L 2\sqrt{t}}{\sqrt{\alpha}} \quad (2.08)$$

Konzentrationsprofil und Dicke der Diffusionsgrenzschicht sind bei parabolischer Erstarrung demzufolge zeitunabhängig.

2.3 Entstehung von Makroseigerung

Im Gegensatz zur Mikroseigerung spricht man von Makroseigerung, wenn der Konzentrationsunterschied sich über große Distanzen erstreckt. Beispielhaft ist die beim Strangguß auftretende Innenseigerungen, d.h. einem großen Konzentrationsunterschied zwischen Strangoberfläche und Strangmitte, der im Stahl gelösten Elemente Kohlenstoff, Mangan, Schwefel, Phosphor, um die Elemente zu nennen, welche besonders stark seigern.

Für die Entstehung von Makroseigerungen sind unterschiedliche Mechanismen während der Erstarrung metallischer Schmelzen verantwortlich. Zum einen kann Makroseigerung durch Einschwemmen oder Absetzen von Einschlüssen oder abgebrochenen Dendritenarmen aus der frühen Erstarrungsphase entstehen. Zum anderen entsteht Makroseigerung durch Strömungseffekte während der Erstarrung durch schrumpfungsbedingte Hohlstellen im Gussstück oder durch Strömungen von Restschmelze durch interdendritische Bereiche in der fest/flüssig Grenzphase, auch „mushy zone“, genannt. **Abb.2.09** zeigt schematisch das Durchströmen eines interdendritischen Bereichs[20].

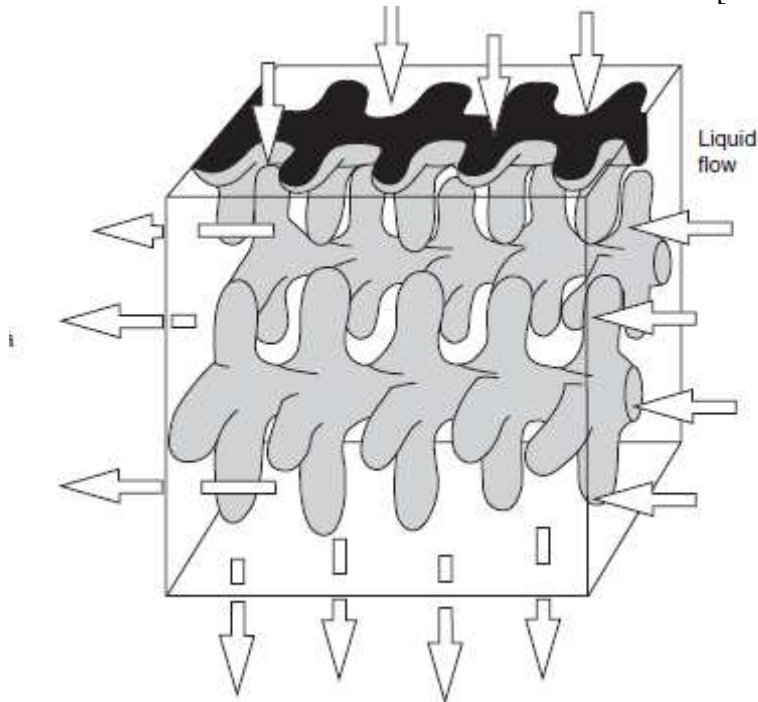


Abb. 2.09: Schematische Darstellung eines von Restschmelze durchströmten Bereichs dendritischer Erstarrung[20]

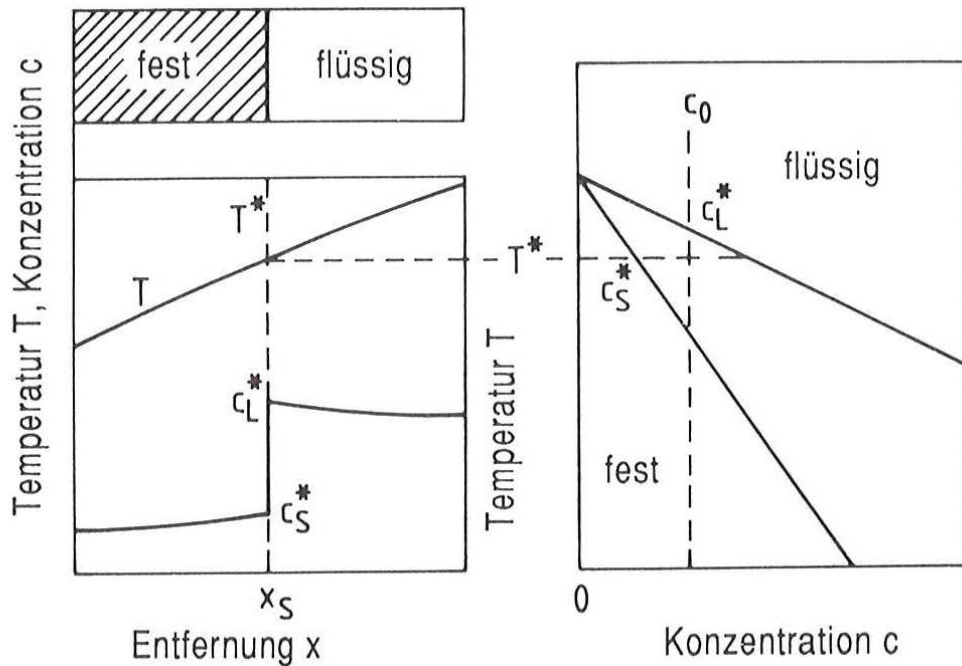


Abb.2.10: Konzentrationsprung an der Erstarrungsfront[20]

Bei den meisten Metallen und anorganischen Nichtmetallen herrscht während der Erstarrung an der Phasengrenze fest/flüssig praktisch Gleichgewicht. Infolgedessen liegt dort ein Konzentrationsprung entsprechend dem Unterschied zwischen Solidus- und Liquiduskonzentration vor, siehe dazu **Abb. 2.10**. Dieser Konzentrationsprung stellt die primäre Ursache für alle Arten von Seigerungen dar[20].

2.4 Wärmetechnische Charakteristiken der Erstarrungsvorgänge

Ziel der thermischen Modellierung der Erstarrung ist nicht nur eine Vorhersage der Temperaturfelder, sondern auch der wärmetechnischen Charakteristiken der Erstarrungsvorgänge. Hierzu gehören Wärmestromdichte, Erstarrungsgeschwindigkeit, Abkühlgeschwindigkeit und Erstarrungszeit. In diesem Kapitel soll gezeigt werden, wie diese Kennzahlen von den Erstarrungsbedingungen abhängig ist.

2.4.1 Wärmestromdichte

Die Wärmestromdichte bei der Erstarrung ist von verschiedenen Faktoren anhängig. Diese sind leicht über den quasistationären Wärmezustand zu erklären. Als Beispiel wird hier der Fall der Erstarrung in der Stranggusskokille gezeigt, weil dort ein näherungsweise quasistationärer Wärmezustand existiert, **Abb.2.11**. Anhand des quasistationären Wärmezustandes sind besonders alle Einflussparameter im Hinblick auf den Wärmestrom ersichtlich. Dieser

quasistationäre Wärmezustand lässt sich mit Hilfe des Fourier-Gesetzes einfach beschreiben.

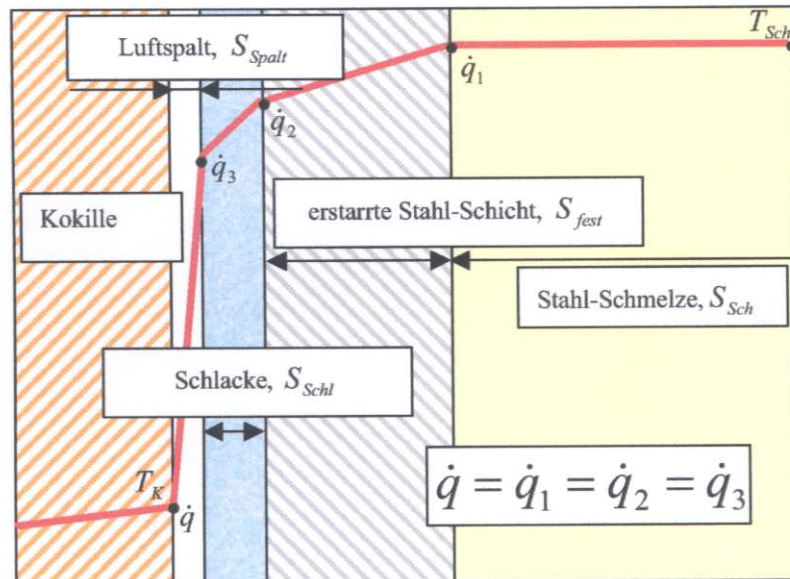


Abb. 2.11: Schema des Wärmezustandes bei der Stahl-Erstarrung in der Kokille einer Stranggießanlage

Die Wärmestromdichte für den Fall in **Abb. 2.11** beträgt

$$\dot{q} = \frac{T_{Sch} - T_{Kok}}{\frac{S_{fl}}{\lambda_{fl}} + \frac{S_{fest}}{\lambda_{fest}} + \frac{S_{Schl}}{\lambda_{Schl}} + \frac{S_{Sp}}{\lambda_{Sp}}} \quad (2.09)$$

Die Faktoren, die auf die Temperaturdifferenz ($T_{Sch} - T_{Kok}$) oder auf den Wärmewiderstand $\sum_1^{i-n} \frac{S_i}{\lambda_i}$ wirken, beeinflussen auch die Wärmestromdichte. So können weiter folgende Faktoren genannt werden.

2.4.2 Überhitzung der Schmelze und Gießgeschwindigkeit

Diese beiden Faktoren haben gleichen Einfluss auf die Wärmestromdichte [21],[22],[24]. Steigt die Gießgeschwindigkeit, so steigt auch die Wärmestromdichte an der Kokillenoberfläche aufgrund des erhöhten Massendurchsatzes der Verringerung der Schlackenfilmdicke zwischen Strang und Kokille der Dicken-Abnahme der erstarrten Strangschale.

2.4.3 Chemische Zusammensetzung des Stahls

Unter den metallurgischen Einflussgrößen mit Bezug auf den Wärmeübergang in der Kokille, spielt die chemische Zusammensetzung des Stahles eine wesentliche Rolle [22],[23],[24],[25],[26]. Koenig [25] untersuchte den Einfluss der Begleitelemente auf die Wärmestromdichte im Stahl. Steigende Gehalte von Schwefel oder Phosphor begünstigen den Wärmeübergang und die Bildung von Rissen, weil sie normalerweise die Festigkeit und die Plastizität der heißen Stranghau, unter Abscheidung tiefschmelzender Verbindungen, entlang der Korngrenzen, beeinträchtigen. Der Mangan- und Aluminiumgehalt begünstigt auch die Wärmeabfuhr. Für aluminiumhaltige unlegierte Stähle wurde von Koenig[25] folgender Zusammenhang zwischen der Stahlzusammensetzung und Wärmestromdichte angegeben:

$$\dot{q} = f \left(\frac{5 \cdot (\% S + \% P) + 0,1 \cdot \% Mn + 3 \cdot \% Al}{\% \sum C, Si, Spurenelemente} \right) \quad (2.10)$$

Insbesondere wirkt sich das Umwandlungsverhalten vom raumzentrierten (krz) δ -Eisen zum flächenzentrierten (kfz) γ -Eisen aus. Die Schrumpfung des Stahles wird durch den Kohlenstoffgehalt bestimmt. Bei einem niedrigen Kohlenstoffgehalt, von beispielsweise 0,1%, wird die Schmelze im kubisch-raumzentrierten δ -Eisen-Gitter erstarren. Im festen Zustand erfolgt bei abnehmender Temperatur eine Umwandlung zu dem flächenzentrierten γ -Eisen, das ein kleineres Volumen einnimmt. Es tritt eine plötzliche Volumenänderung ein, die zum Zusammenziehen der Strangschale führt. Hierbei bildet sich ein Spalt zwischen dem Strang und der Kokille. Durch die Spaltbildung wird die Wärmeabfuhr stark vermindert. Bei höheren Kohlenstoffgehalten von beispielsweise 0,2% erstarrt die Schmelze direkt zum flächenzentrierten γ -Eisen-Gitter mit geringerem Volumen. Die Strangschale unterliegt nicht dem Volumensprung durch die Festkörperumwandlung.

2.4.4 Gießpulver

Der Gießpulverschlackenfilm, der zwischen Strang und Kokille liegt, stellt bezüglich der Wärmeabfuhr einen hohen Wärmewiderstand dar. Dieser Wärmewiderstand wird durch seine Dicke und Wärmeleitfähigkeit bestimmt. Dicke und Gleichmäßigkeit des Schlackenfilms werden einerseits durch die Aufschmelzrate des Gießpulvers sowie durch die Viskosität der auf dem Gießpiegel schwimmenden flüssigen Schlacke beeinflusst. Diese sind andererseits abhängig von der Oszillation der Kokille, den Gießspiegelschwankungen, der Gießgeschwindigkeit und den durch die chemische Zusammensetzung des Stahles bestimmten mechanischen Eigenschaften der Meniskusschale [25],[26],[27],[28],[29],[30],[31],[32],[33].

2.4.5 Konische Anstellung der Kokille

Durch ein konisches Anstellen der Schmalseitenplatten soll einer schrumpfungsbedingten Luftspaltbildung begegnet werden. Dieser Spalt ist wegen der geringen Wärmeleitfähigkeit der Luft der größte Wärmewiderstand. Die Konizität muss so eingestellt werden, dass einerseits die Spaltbildung und andererseits ein Klemmen des Stranges vermieden wird, da sonst, entweder keine ausreichende Kühlung oder eine Beschädigung des Stranges, auftreten kann [34].

2.4.6 Erstarrungsgeschwindigkeit

Die Erstarrungsgeschwindigkeit wird im Wesentlichen durch den Wärmeübergang zwischen Kühlelement und erstarrter Metallschicht sowie durch die Wärmeleitung in der erstarrten Metallschicht bestimmt. Die Erstarrungsgeschwindigkeit lässt sich mit Hilfe der Wärmebilanzmethode bestimmen.

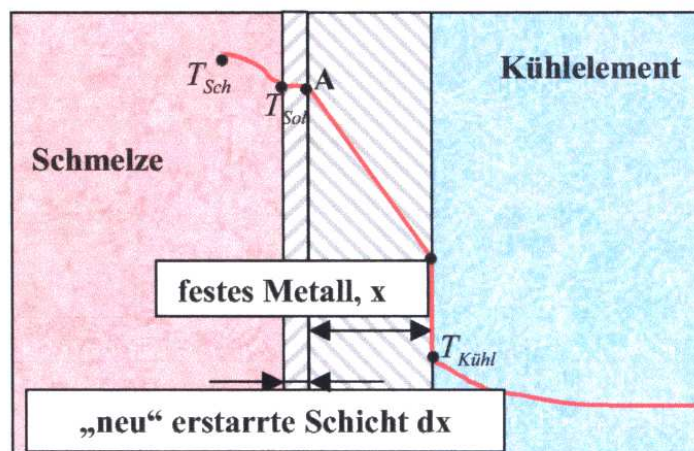


Abb.2.12: Schema des Wärmezustandes bei der Erstarrung

Besitzt die Schmelze keine Überhitzung, wird die Wärmebilanz wie folgt beschrieben:

$$\Delta h_{Erst} \cdot p_{Sch} \cdot dx = \dot{q} \cdot dt \quad (2.11)$$

wobei:

dx Dicke der „neu“ erstarrten Metallschicht [m]

dt Erstarrungszeit [s]

Aus dieser Wärmebilanz ergibt sich die Erstarrungsgeschwindigkeit

$$\frac{dx}{dt} = \frac{\dot{q}}{\Delta h_{Erst} \cdot p_{Sch}} \quad (2.12)$$

Eine Wärmebilanz, die eine Schmelzüberhitzung berücksichtigt, wird wie folgt beschrieben

$$\Delta h_{Erst} \cdot p_{Sch} \cdot dx + (T_{Sch} - T_{Liq}) \cdot c_{p,Sch} \cdot p_{Sch} \cdot dx = \dot{q} \cdot dt \quad (2.13)$$

und hieraus erfolgt die Erstarrungsgeschwindigkeit

$$\frac{dx}{dt} = \frac{\dot{q}}{\Delta h_{Erst} \cdot p_{Sch} + (T_{Sch} - T_{Liq}) \cdot c_{p,Sch} \cdot p_{Sch}} \quad (2.14)$$

Für den instationären Wärmezustand in der festen Metallschicht ist \dot{q} die mittlere Wärmestromdichte in der Zeit dt , die sich im Punkt **A** (**Abb. 2.2**) befindet.

Existiert in der erstarrten Metallschicht ein quasistationärer Wärmezustand, lässt sich die Wärmestromdichte aus der stationären Wärmeleitung ermitteln

$$\dot{q} = \frac{T_{Sol} - T_{Kühl}}{\frac{x}{\lambda_{fest}} + \frac{1}{\alpha}} \quad (2.15)$$

Wobei α der Wärmeübergangskoeffizient [$W/m^2 \cdot K$] zwischen Kühlelement und Metallschichtoberfläche.

Bei „thermisch“ dickeren Erstarrungsgeschichten gilt

$$\frac{x}{\lambda_{fest}} \gg \frac{1}{\alpha} \quad (2.16)$$

so dass sich für die Erstarrungsgeschwindigkeit der folgende Zusammenhang ergibt

$$\frac{dx}{dt} = \frac{\Delta T}{\Delta h_{Erst} \cdot p_{Sch} + (T_{Sch} - T_{Liq}) \cdot c_{p,Sch} \cdot p_{Sch}} \cdot \frac{\lambda_{fest}}{x} \quad (2.17)$$

wobei ΔT die Temperaturdifferenz in der festen Metallschicht ist. Dagegen gilt bei der „thermisch“ dünnen Schicht

$$\frac{x}{\lambda_{fest}} \ll \frac{1}{\alpha} \quad (2.18)$$

und

$$\frac{dx}{dt} = \frac{\alpha \cdot (T_{Sol} - T_{Kühl})}{\Delta h_{Erst} \cdot p_{Sch} + (T_{Sch} - T_{Liq}) \cdot c_{p,Sch} \cdot p_{Sch}} \quad (2.19)$$

Die wärmetechnischen Charakteristiken der Erstarrungsprozesse, die durch die Erstarrungsbedingungen bestimmt wurden, haben einen signifikanten Einfluss auf das Gussgefüge. Hier seien Erstarrungsstruktur (globulitisch, dendritisch), Oberflächenausbildung (eben, rissig, eingezogen) und die Ausbildung der Oszillationsmarken(tief, flach, verzerrt) zu nennen.

2.5 Berechnungsmodelle von Spannungszuständen während der Erstarrung in der Kokille

J.K. Park u.a. [35] untersuchten das thermomechanische Verhalten der Strangschale in Kokillen mit verschiedenen Eckenradien in Bezug auf Längs- und Innenrisse beim Knüppelgießen. Dafür ist ein Model entwickelt worden, welches Temperatur und Spannung in der erstarrten Strangschale simuliert.

Mathematische Spannungsmodelle für die Strangschale innerhalb der Kokille müssen viele komplexe Phänomene wie die Strömung, Kontraktion der Strangschale, den ferrostatischen Druck, welcher zum intermittierenden Kontakt mit der Kokillenwand führt, sowie den Wärmeleitkoeffizienten in Abhängigkeit des Luftspaltes und des Gießpulvereinsatzes berücksichtigen.

In den letzten 20 Jahren sind viele Modelle entwickelt worden.

Grill u.a. [36] entwickelten ein elastisch-plastisches Modell, um das thermomechanische Verhalten der Strangschale zu studieren, um damit Innenrisse zu erklären. Sie berechneten den Wärmeleitkoeffizienten in der Eckenregion und waren in der Lage, durch Kopplung der Wärmeleitung durch den Luftspalt, und einer daraus resultierenden Spannung in der Strangschale, Innenrisse vorherzusagen.

Sorimachi und Brimacombe [37] verbesserten das Model und erklärten die Innenrisse durch die Wiedererwärmung der Strangschale in der Sekundärkühlzone. Kristianson und Zetterlund [38] simulierten den

Stranggussprozess durch eine ebene Kopplung von einem zweidimensionalen thermischen und mechanischen Modell, welches die Größe des Luftspaltes am ganzen Umfang zu jeder Zeit berechnen konnte. Dieses Modell fand Anwendung in der Untersuchung von randnahen Innenrissen. Sie stellten fest, dass das Risiko für randnahe Innenrisse mit der Größe des Luftspaltes, hervorgerufen durch Verschleiß oder thermische Ausbauchung der Kokille, und der dadurch extremen Spannungsunterschiede in der Strangschale, stark zunimmt.

Ohnaka und Yashima [39] untersuchten den Einfluss von Kokillenkonzität und Kokillradius auf die Temperatur- und Spannungsfelder in der Strangschale beim Brammenguss. Dabei benutzten sie ein elastisch-plastisches Modell, welches den ferrostatischen Druck, die Kokillenkonzität und die Wechselwirkung von Strangschale und Kokille berücksichtigt. Dieses Modell zeigte, dass ein größerer Eckenradius die Zugspannungen in der Strangschale herabsetzt und damit die Riss Häufigkeit mindert.

In der Untersuchung von Park wurde ein Modell entwickelt, das unter Berücksichtigung der vorangegangenen Modelle Temperaturen und Spannungen in einer horizontalen Ebene der Strangschale eines typischen Knüppelformates simuliert (AMEC2D).

Dabei wird der Luftspalt aus der Kontraktion der Strangschale, der Kokillenkonzität und der thermischen Ausbauchung der Kokille während Giessens berechnet. Die Auswirkung dieser Vorgänge auf die Temperaturverteilung in der Strangschale wird zur Berechnung der abstandsabhängigen Wärmeleitungskoeffizienten genutzt.

Die Genauigkeit dieses zweidimensionalen Modells wurde anhand von Daten einer instrumentierten Kokille im Werk Pohang Posco überprüft. Dabei kam sowohl das Ölguss- als auch das Tauchrohrgussverfahren bei einer weichen Ziehgüte (0,04% C) mit einer Gießgeschwindigkeit von 2,2 m/min im Format 120 mm² zum Einsatz. Die Kokille war 6 mm dick und 800 mm lang. Der Eckenradius betrug 4 mm und die Konzität war 0,75 %/m.

Die Thermoelemente waren in der Flächenmitte und +/- 45 mm aus der Mitte in Höhe 120, 170, 400 und 700 mm von der Oberkante der Kokille 3 mm unter der heißen Seite eingesetzt.

Zur Messung der Strangschalendicke wurden FES-Tracer während Giessens in den Liquid-Pool gegeben, mittels Baumannabzug ausgewertet, und mit den berechneten Werten verglichen.

Die **Abb. 2.13** zeigt eine gute Übereinstimmung von beobachteten und gerechneten Strangschalendicken.

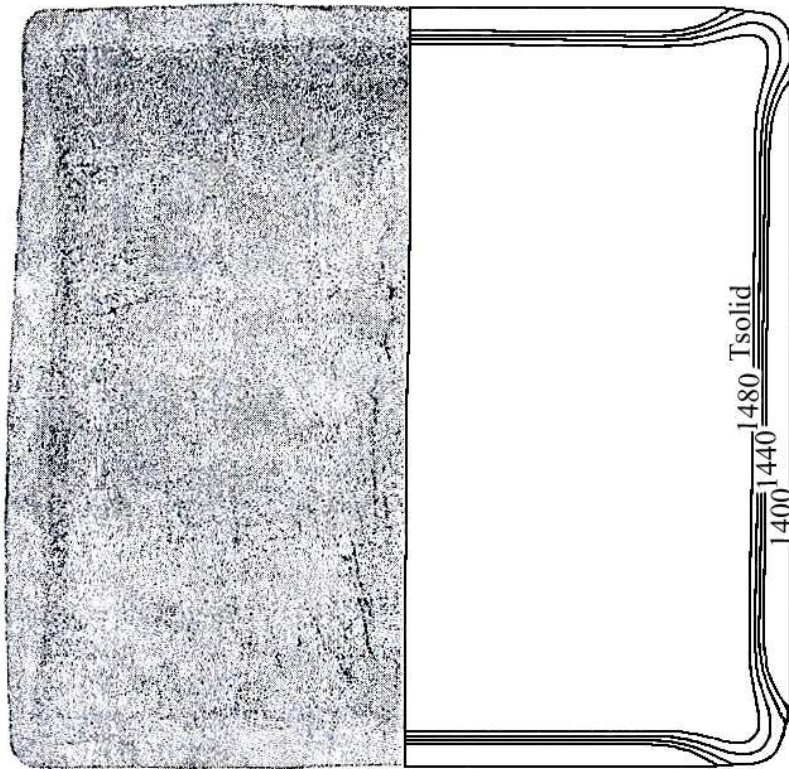


Abb.2.13: Vergleich von gemessener und berechneter Strangschalendicke bei weicher Ziehgüte, 285 mm unterhalb Gießspiegel und 2,2 m/min Gießgeschwindigkeit[35]

Abb. 2.14 zeigt die berechnete Spannungsverteilung in einer Strangschale, welche in einer Kokille mit 4 mm Kantenradius erzeugt wurde. Die höchsten Werte der plastischen Dehnung, werden wie der Fall c) zeigt, im Kantenbereich erreicht. Dadurch kommt es wie im Baumannabzug sichtbar zur Einziehung der Strangschale neben der Kante.

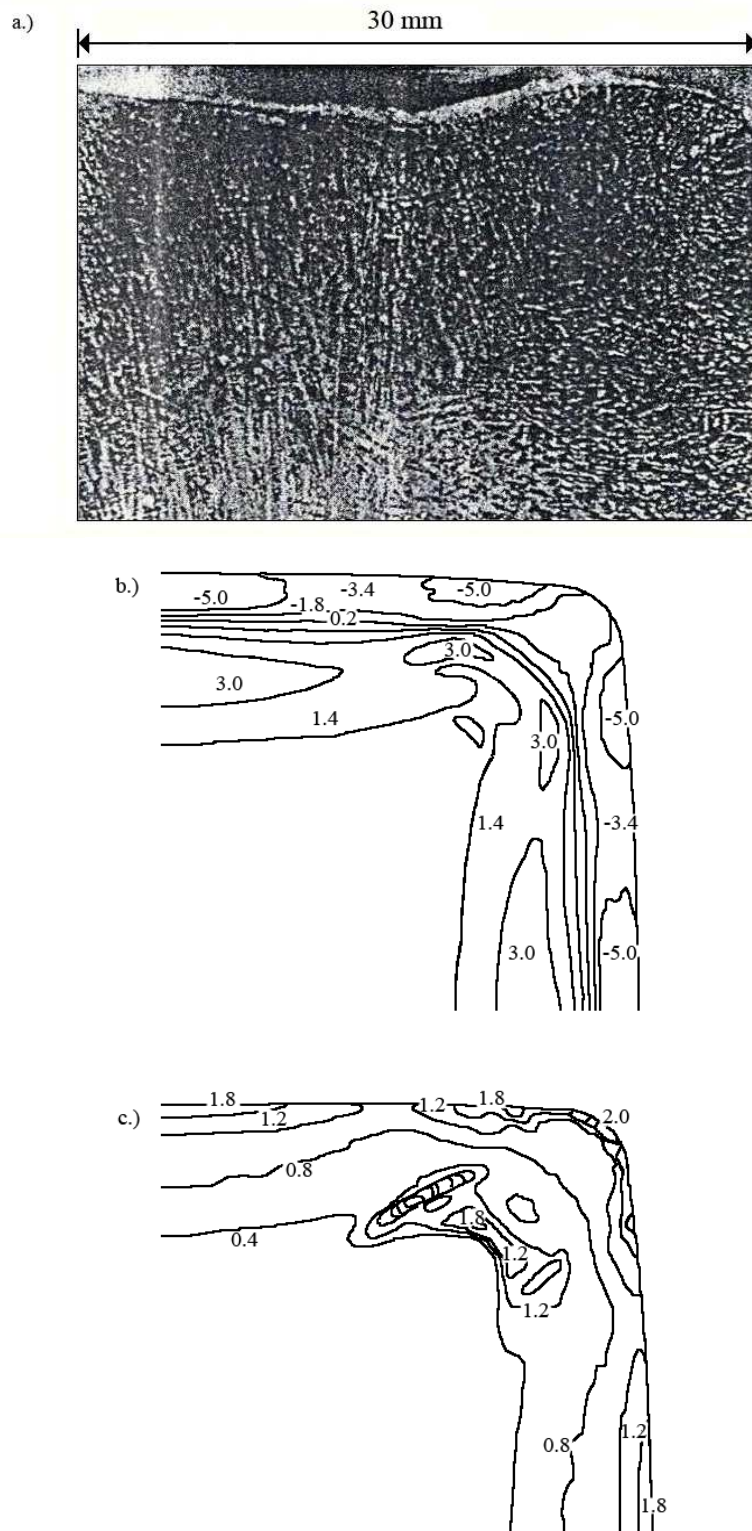


Abb. 2.14: Berechnete Spannungsverteilung nach Model AMEC2D deckt sich mit am Knüppel gefundenen Einziehungen[35]
a) geätzter Knüppel mit Einziehung
b) Spannungsverteilung in der Strangschale
c) Equivalente Spannungs-Dehnungslinien in der Strangschale

Nachdem das entwickelte Modell AMEC2D anhand der Versuchsdaten validiert worden ist, wurde es zur Berechnung von Spannungsfeldern und deren Auswirkung auf die Luftspaltbildung, den Wärmeübergang und die Innen- und Längsrissbildung, für verschiedene Kokilleneckenradien verwandt.

Abb. 2.15 und **2.16** zeigen das berechnete Temperaturprofil in einer Strangschale für verschiedene Eckenradien und Erstarrungszeiten.

Der größere Kantenradius führt zu einem größeren und weiter ausgedehnten Luftspalt als beim 4 mm Radius. Der damit verbundene geringere Wärmestrom in der Kante erzeugt eine inhomogene Temperaturverteilung im Umfang der Strangschale. Diese Erkenntnis steht im Widerspruch zu den Ergebnissen von Ohnaka und Yashima [39].

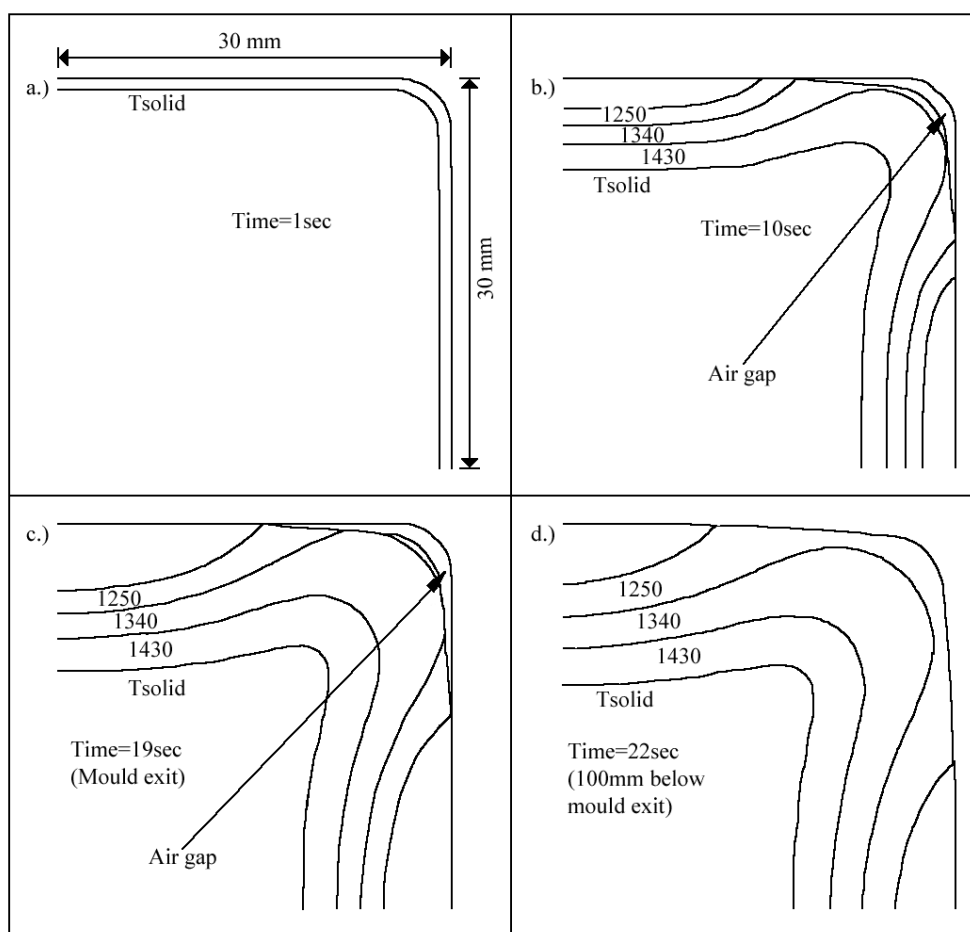


Abb.2.15: Temperaturprofil und Luftspaltbildung bei 4 mm Kantenradius und fortschreitender Erstarrung[35]

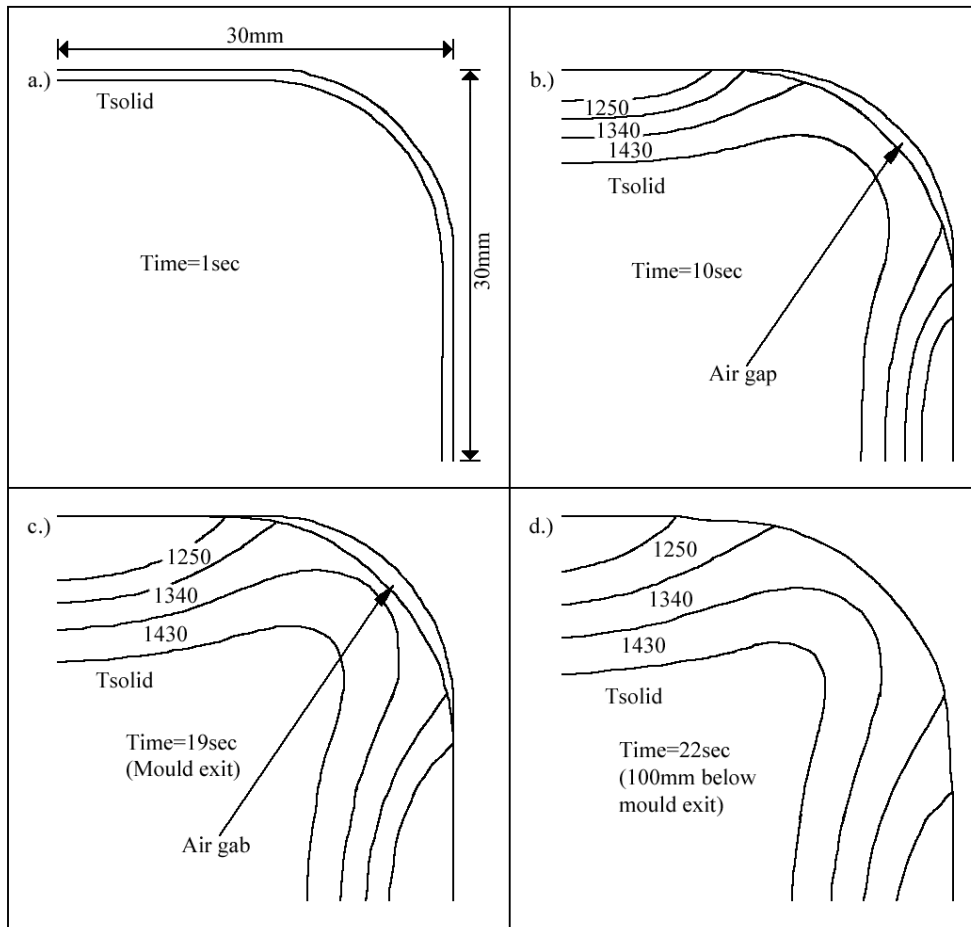


Abb.2.16: Temperaturprofil und Luftspaltbildung bei 15 mm Kantenradius und fortschreitender Erstarrung[35]

Nach J.K. Park u.a. [35] ist demnach in Bezug auf die Längsrissbildung der größere Kantenradius, aufgrund des Temperaturprofils und den damit erzeugten inhomogenen Spannungsfeldern, anfälliger als der kleine Radius.

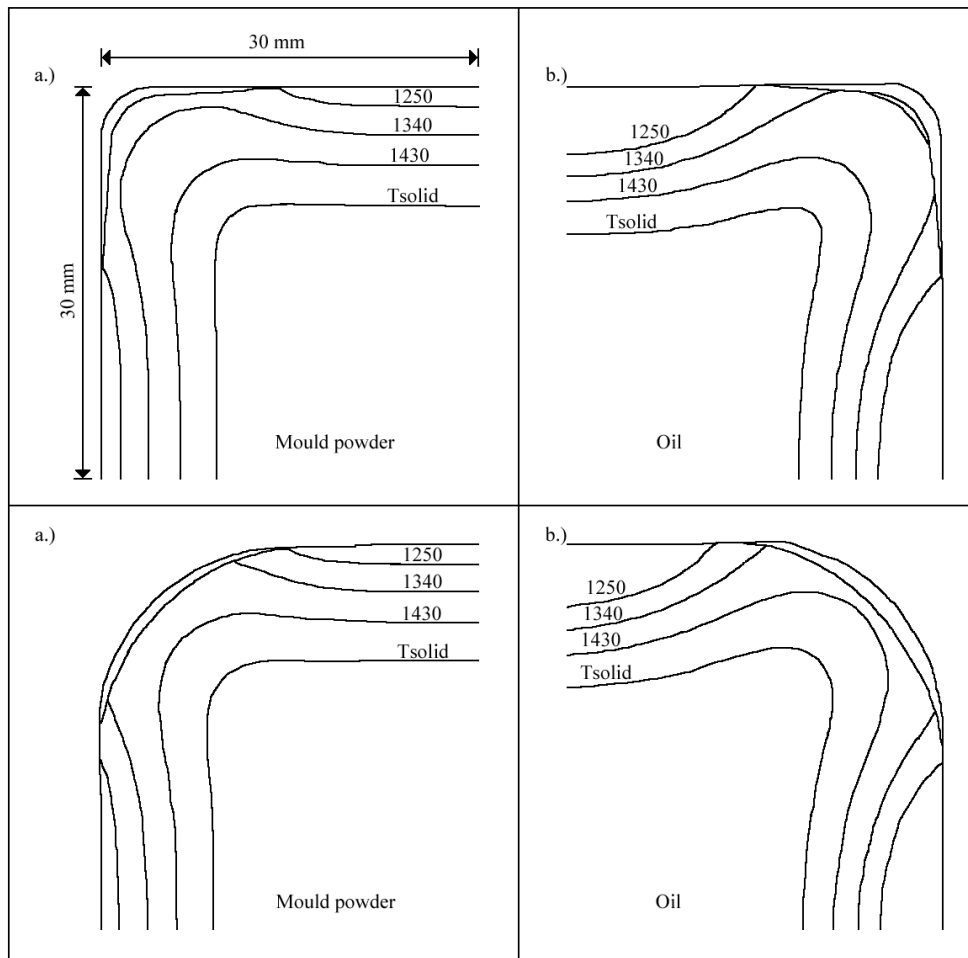


Abb. 2.17: Temperaturprofile für 4 mm und 15 mm Kantenradius bei Tauchrohr und Ölguss[35]

In **Abb. 2.17** sind die Isothermen für Tauchrohr- und Ölguss dargestellt. Das Tauchrohrverfahren mit Einsatz von Gießpulver, zeigt einen kleineren Luftspalt aufgrund der Leitfähigkeit des Schlackefilms bei beiden Kantenradien. Das etwas flachere Temperaturprofil beeinflusst zudem die Längsrissbildung positiv.

2.6 Untersuchungen und Ergebnisse bezüglich der Kokillenwärmeabfuhr seit 1980

Im Rahmen eines EGKS-Projektes hat Stercken [40] bei den Hamburger Stahlwerken den Kokillenzustand anhand der durch das Kühlwasser abgeführten Wärmemenge ermittelt. Eine der wichtigsten Voraussetzungen für einen störungsfreien Produktionsablauf beim Stranggießen und für die Erzeugung einer einwandfreien Strangqualität, ist ein optimaler Zustand der Kokille, in Bezug auf Konizität und Verschleiß. Aus diesem Grund sollte ein Verfahren entwickelt werden, dass dem Gießpersonal schon während des Betriebes durch Online-Daten signalisiert, dass eine Kokille beim nächsten Stillstand gewechselt werden muss.

Aus den ermittelten Daten der abgeführten Wärmemenge konnten so Abhängigkeiten für den Wärmestrom in Bezug auf Kohlenstoffgehalt des Stahls, Gießgeschwindigkeit und Gießtemperatur dargestellt werden. In **Abb. 2.18** ist der Wärmestrom über den Kohlenstoffgehalt dargestellt.

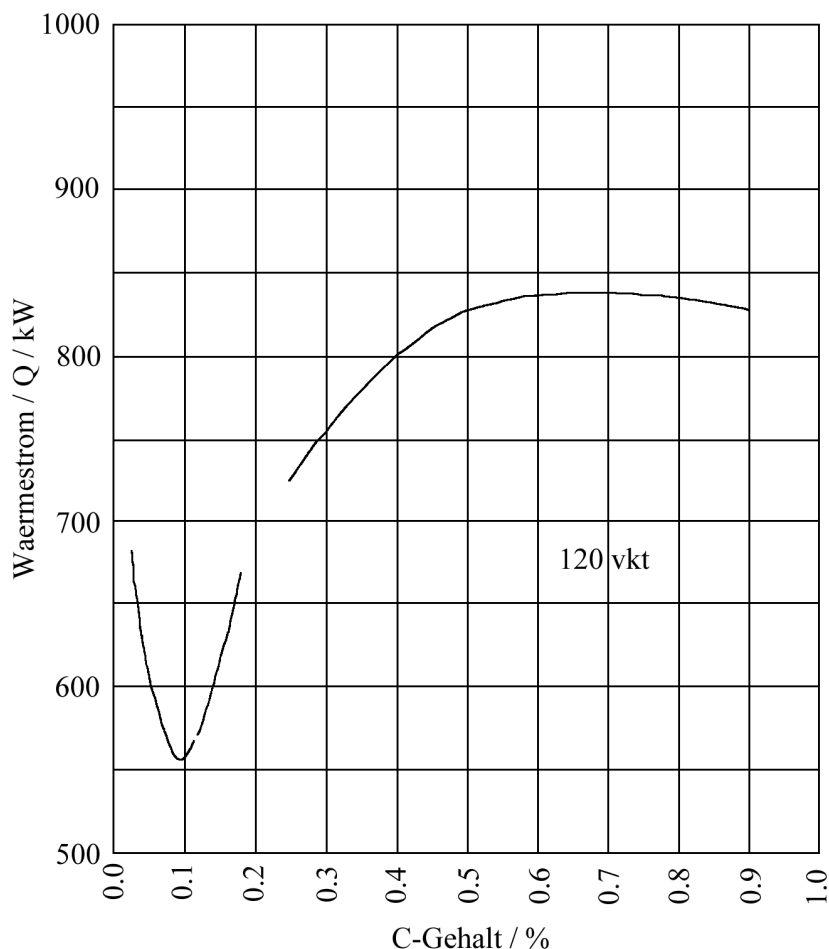


Abb.2.18:Einfluss des C-Gehaltes des vergossenen Stahles auf den über das Kokillenwasser abgeführten mittleren Wärmestrom[40]

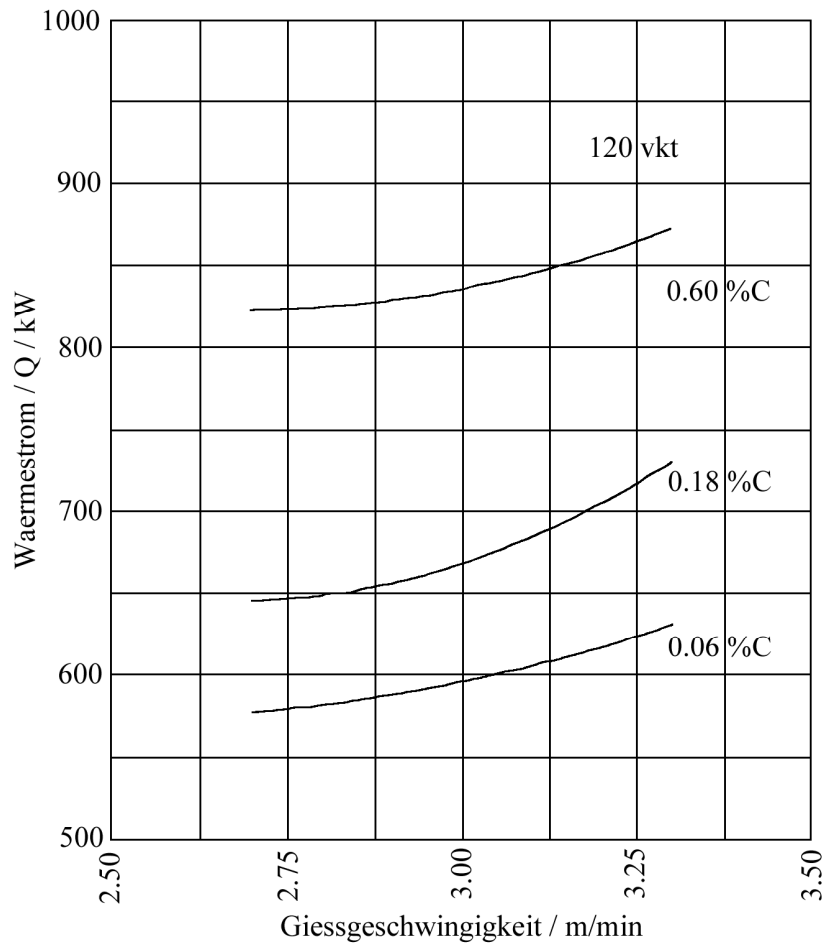


Abb. 2.19: Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die Wärmaföhr über das Kokillengewasser für verschiedene Kohlenstoffbereiche bei konstanter Gießtemperatur[40]

Diesen Zusammenhang zeigten schon Singh und Blazek [41]. In **Abb. 2.19** ist dieser Zusammenhang zwischen Wärmestrom und Gießgeschwindigkeit für verschiedene Kohlenstoffgehalte dargestellt. Mit zunehmender Gießgeschwindigkeit steigt der Wärmestrom an, da aber der spezifische Wärmestrom abnimmt, also der Wärmestrom pro Zeiteinheit und vergossener Länge, ist mit einer dünneren Strangschale am Kokillenaustritt zu rechnen.

Abb. 2.20 stellt den Zusammenhang zwischen Gießtemperatur und Wärmestrom dar. Den größten Einfluss auf den Wärmestrom hat die Gießtemperatur bei höheren Kohlenstoffgehalten. Eine Erklärung für den umgekehrten Kurvenverlauf für 0,6 % C im Vergleich zu 0,18 und 0,06 % C wurde in dieser Literaturstelle nicht angegeben und erscheint eher fragwürdig.

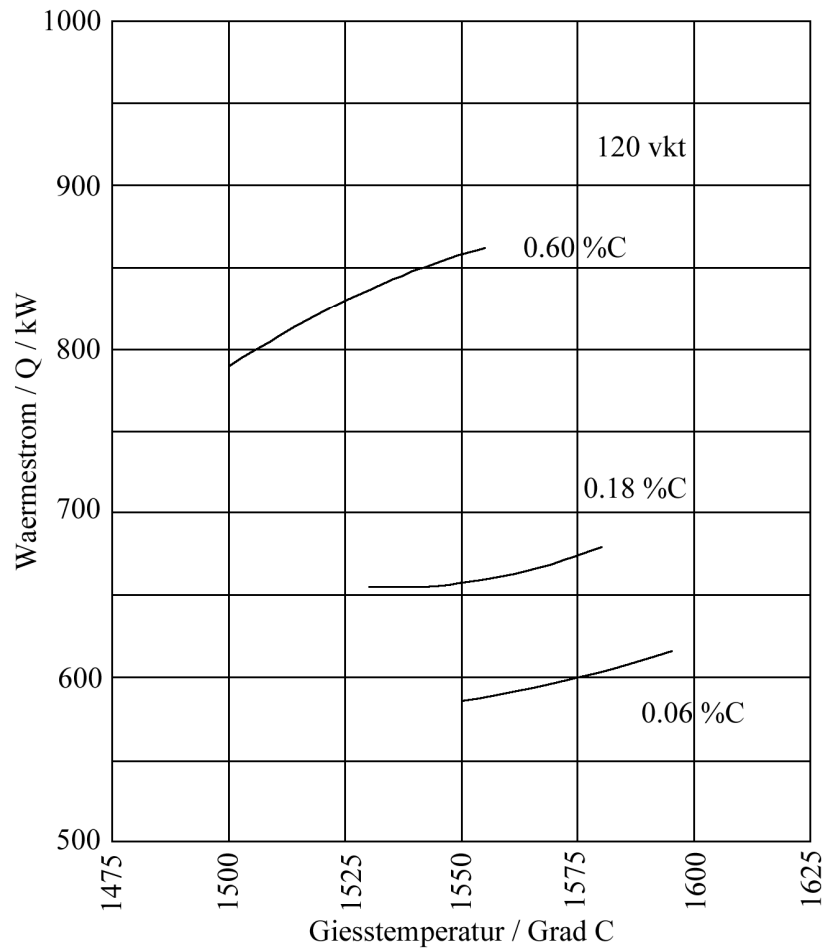


Abb. 2.20: Einfluss der Gießtemperatur auf den Wärmestrom[40]

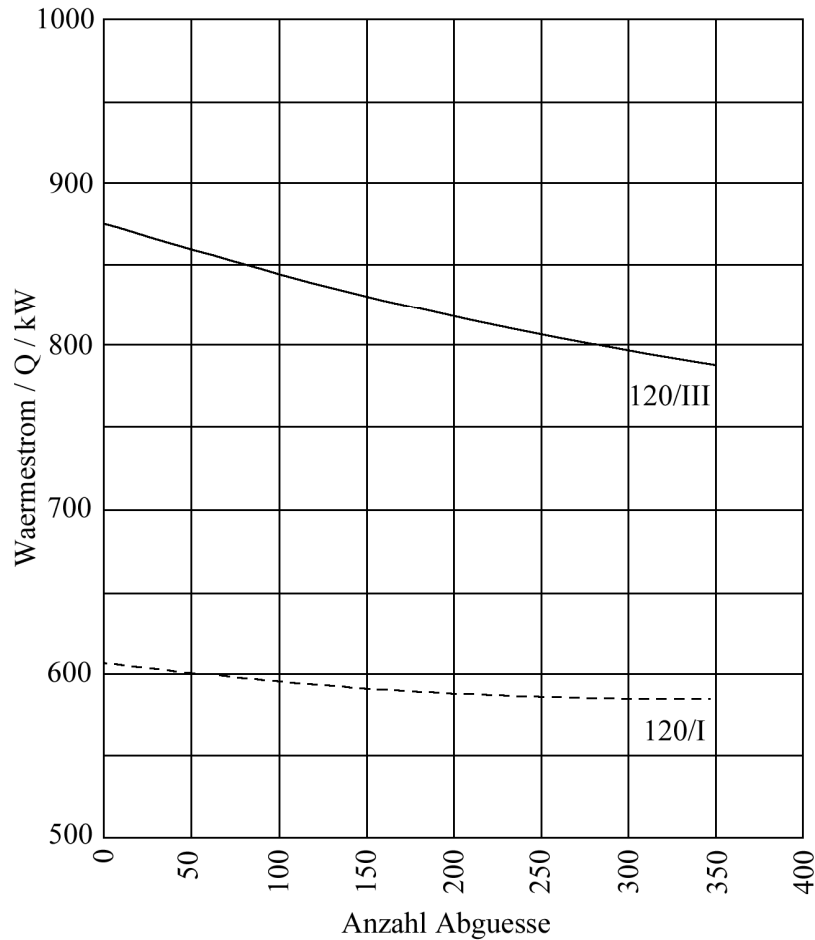


Abb.2.21: Einfluss des Kokillenalters auf die Wärmeabfuhr über das Kokillenwasser für verschiedene Kohlenstoffgehalte (I = 0.06% C; III = 0,6% C)[40]

Den Einfluss des Kokillenalters auf den Wärmestrom zeigt Stercken in **Abb. 2.21**. Daraus geht hervor, dass die Wärmeabfuhr einzelner Kokillen über die übliche Einsatzzeit von ca. 300 Abgüssen bei einem Stahl mit niedrigem Kohlenstoffgehalt um ca. 5%, bei einem Stahl mit hohem Kohlenstoffgehalt aber um etwa 10% unter den Mittelwert abfällt.

Samarasekera und Brimacombe [42] veröffentlichten 1982 die Ergebnisse einer Untersuchung, in der Temperaturfelder in der Kokillenwand und die Ausbildung der erstarrten Strangschale beim Knüppelstranggießen anhand von mathematischen Modellen als Funktion verschiedener Variablen wie Format, Gießgeschwindigkeit, Kohlenstoffgehalt der Stahlmarke und Kühlbedingungen des Primärkreislaufes, berechnet wurden.

In dieser Arbeit wurde insbesondere der Einfluss des Systems Wassermantel-Kokillenaußenwand auf die Kühlwirkung, und die daraus sich ergebenden Qualitätsprobleme, sowohl der Kokille als auch des Gussproduktes dargestellt. Die folgenden Ergebnisse sind für die in Tabelle 1 aufgeführten Bedingungen berechnet worden.

Kokillenlänge	700 mm
Kokillenwandstärke	9,5 mm
Format	140 x 140
Gießgeschwindigkeit	2,25 m/min
Wasserspalt	4,76 mm
Primärwasserdruck	240 kPa
Primärwassermenge	151 m ³ /min
Primärwassergeschwindigkeit	8,4 m/s
Kohlenstoffgehalt der vergossenen Stahlqualitäten	0,2 – 0,9 %C

Tab. 2.01: Standardbedingungen für die Modelberechnungen[42]

In **Abb. 2.22** ist in Längsrichtung die Temperatur an Innen- und Außenwand der Kokille dargestellt.

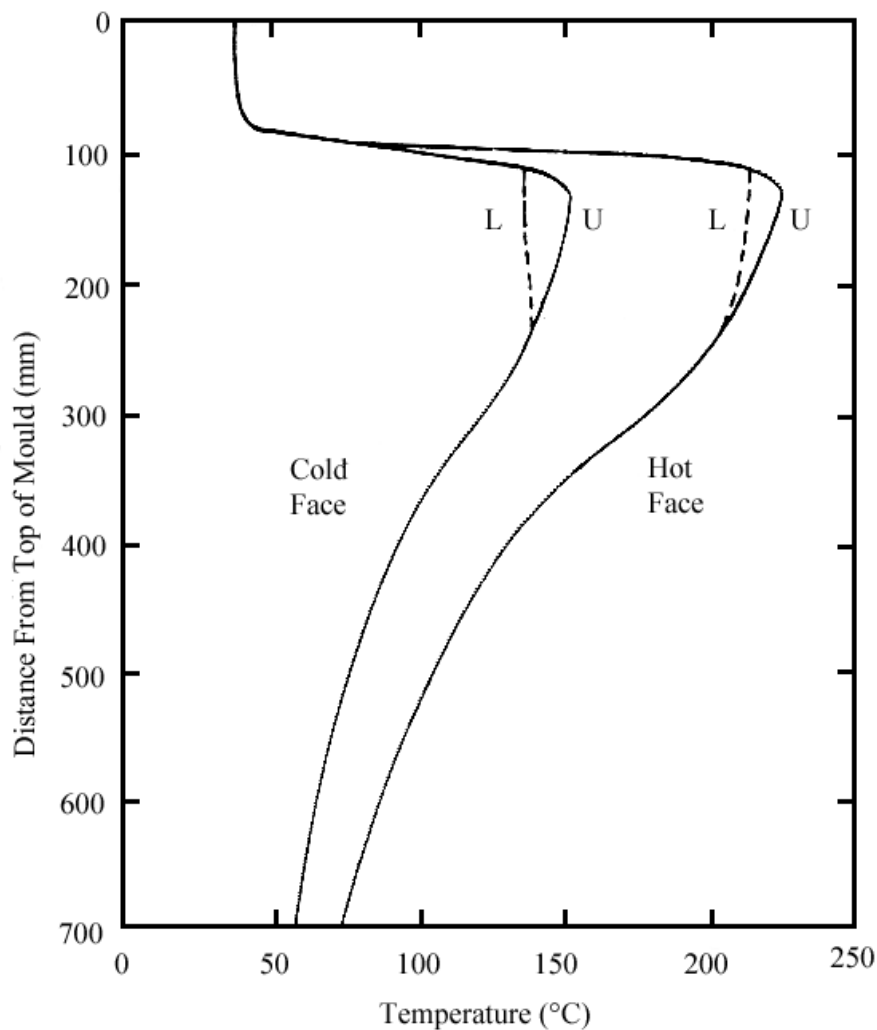


Abb. 2.22: Berechnetes Temperaturprofil in Längsrichtung der Kokille für Standardbedingungen[42]

Die maximale Temperatur an der Warm- bzw Kaltseite der Kokille befindet sich 20-30 mm unterhalb des Gießspiegels. In diesem Beispiel stellen sich an der Kokillenaussenwand so hohe Temperaturen ein, dass das Kokillenvasser in diesem Bereich kocht. Mit L und U ist ein Bereich bezeichnet, in dem es zu einem intermittierendem Kochen kommt, da nach Samarasekera und Brimacombe [42] die Wechselwirkung zwischen Gasblasenbildung und resultierenden Wärmestrom an dieser Stelle der Kokillenvand, ein Schwingen um die Grenztemperatur für die Entstehung von Gasblasen in diesem System ergibt.

In **Abb. 2.23** zeigen Samarasekera und Brimacombe [41] wie sich die Kühlwasserqualität auf die Wärmeabfuhr auswirkt. Durch organische oder anorganische Ansätze auf der Kokillenvandaußenseite wird die Wärmeabfuhr verringert, die Rohrtemperatur erhöht, und somit die Ausbauchung vergrößert.

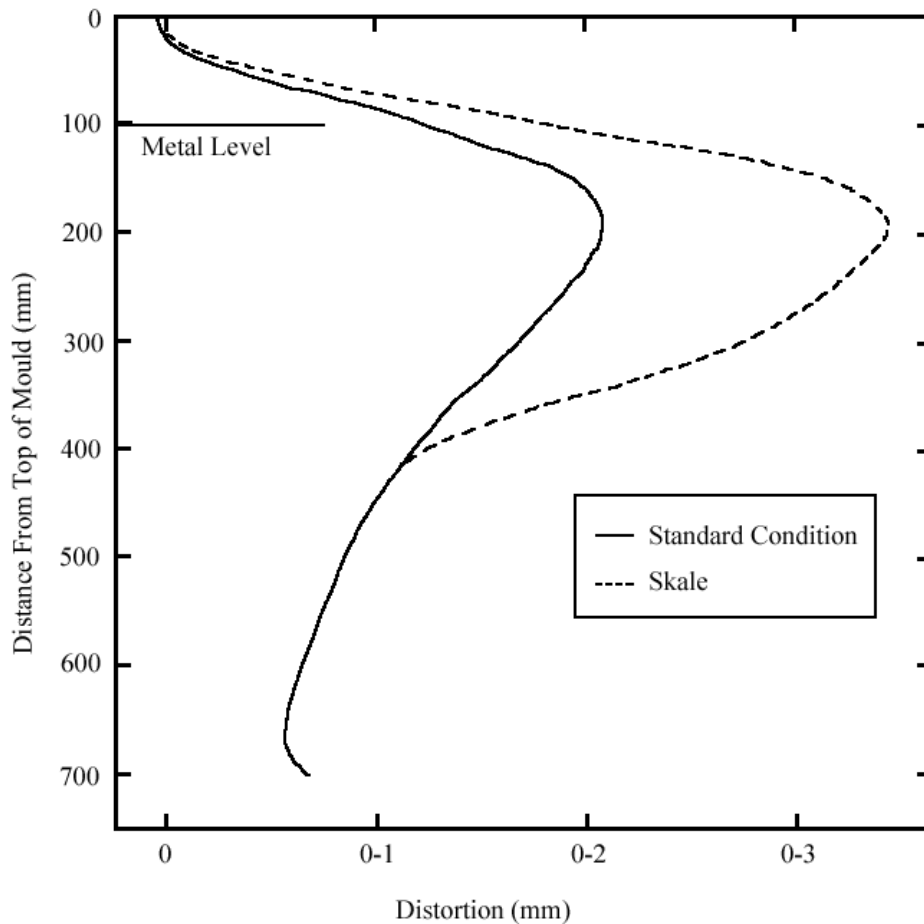


Abb. 2.23: Ausbauchung für Standardbedingungen mit und ohne Ansätze[42]

Durch die thermische Ausbauchung der Kokille weicht die Konizität von der Ideallinie ab, und kann dadurch Probleme im Gießbetrieb in Form von Durchbrüchen, Rhomboidität und Kantenrissen hervorrufen. Insbesondere durch die intermittierende Kochreaktion wird das System “Kokille” dynamisch und kann dadurch, die zum Teil zyklisch auftretenden Oberflächenfehler, erklären.

Die Wichtigkeit der perfekten Anordnung von Wasserleitblech zu Kokillenwand erklärt sich hierdurch von selbst.

In einer Veröffentlichung von Dubendorff u.a. [43] von 1983 ist an einer Rundstranggießanlage im Werk Huckingen HKM die Wärmestromdichte und das Schalenwachstum bei hohen Gießgeschwindigkeiten untersucht worden. Dazu ist eine Rundkokille (180² mm) wie in **Abb. 2.24** dargestellt, mit Thermoelementen bestückt worden.

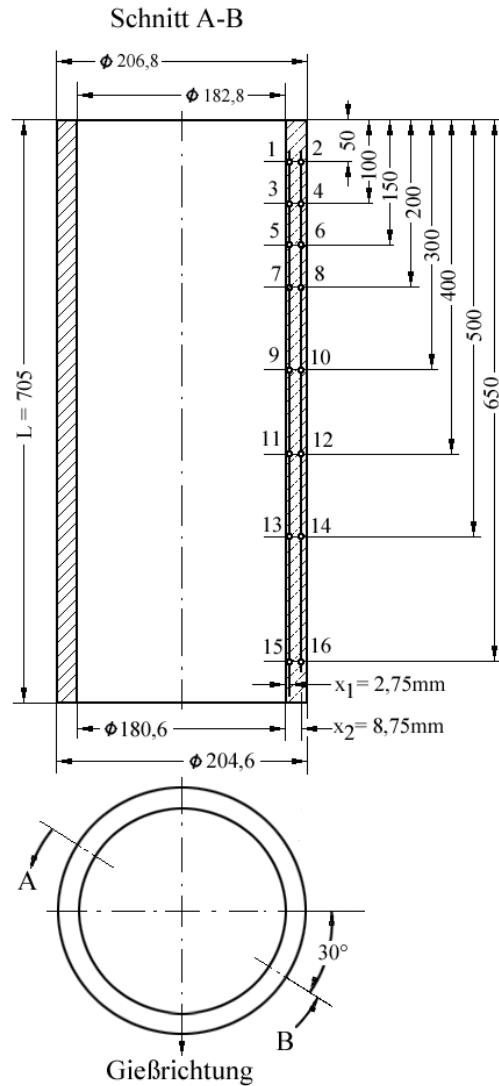


Abb. 2.24: Lage der Messstellen in der Wand des Kokillenrohrs[43]

Aus den gemessenen Wandtemperaturen konnten zunächst die Wärmestromdichte und die Wärmeleitung der Kokille errechnet werden. Unter Berücksichtigung der Randbedingungen ließen sich Schalenwachstum und Schalendicke am Kokillenaustritt bestimmen. Die Temperaturmessstellen mit dem geringsten Abstand zur Stahlseite zeigen Änderungen des Wärmeflusses am empfindlichsten an. **Abb. 2.25** zeigt einen typischen Verlauf der gemessenen Temperaturen im Abstand von 2,75 mm von der Rohrrinnenseite.

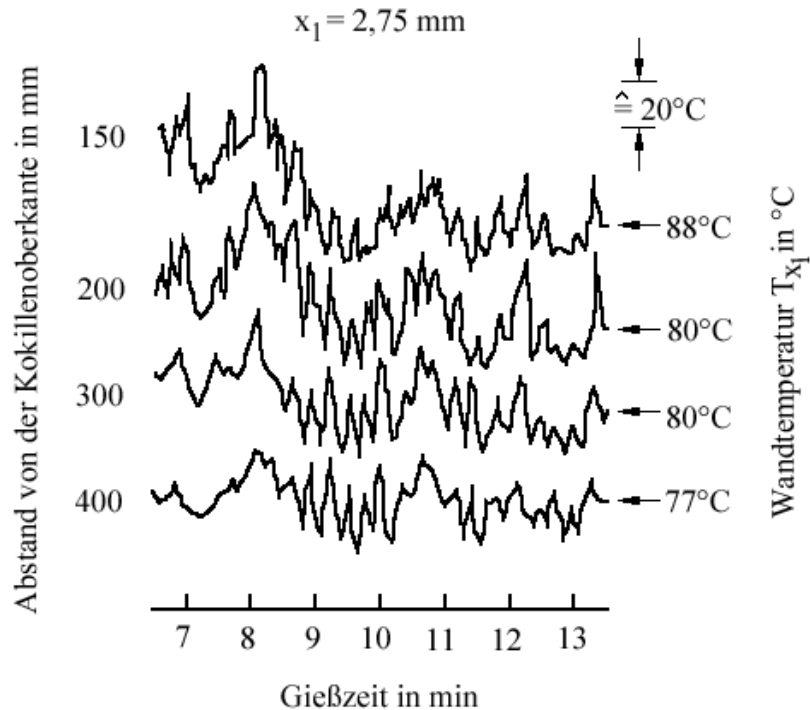


Abb. 2.25: Verlauf der Temperaturen während Gießen[43]

Während der Gießzeit sind die Kurvenverläufe durch ein ständiges Auf und Ab gekennzeichnet. Diese werden durch ein zyklisches Abheben der Strangschale und, dass dadurch verbundene Wiederaufheizen und Anlegen des Stranges, erklärt.

Für die Auswertung der Ergebnisse wurde aus den Kurvenverläufen die mittlere Temperatur über einen Zeitbereich von 5 min an verschiedenen Stellen bestimmt, und daraus die mittlere Wärmestromdichte errechnet. **Abb. 2.26** zeigt die Wandtemperatur der Kokille in verschiedenen Ebenen und verschiedenen Gießbedingungen.

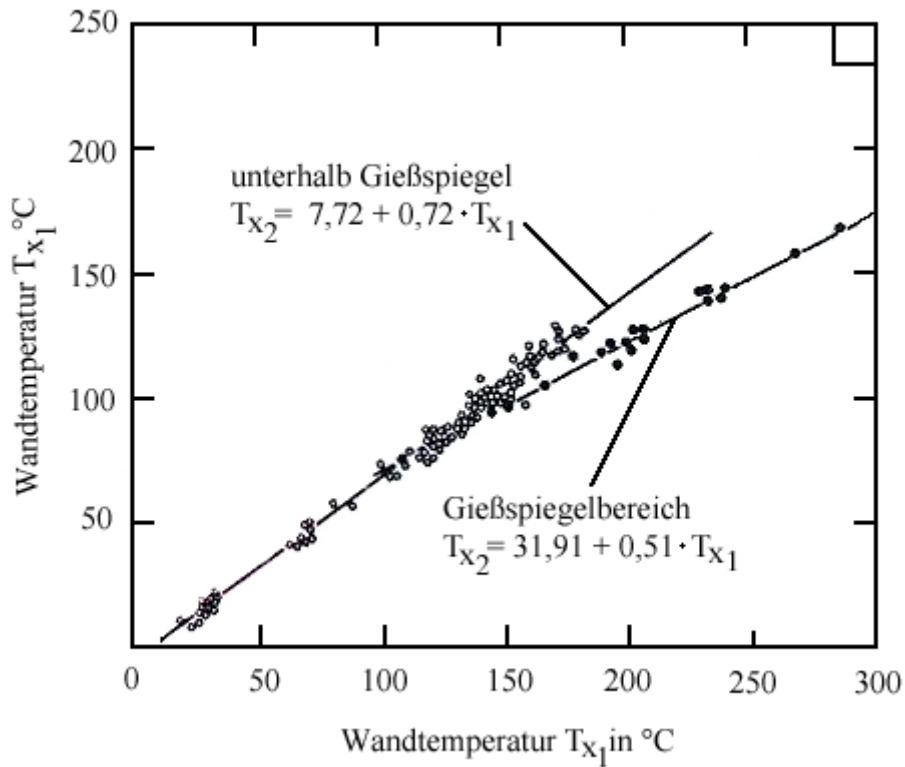


Abb. 2.26.:Wandtemperaturen in verschiedenen Ebenen für unterschiedliche Gießbedingungen[43]

Die Geradlinigkeit der Temperaturgradienten wird durch die hohe Leitfähigkeit des Kupfers erklärt, da es offenbar zu keinem Wärmestau kommt. Im Gießspiegelbereich ist die Kurve etwas flacher, da der Wärmefluss auch in die kälteren Bereiche oberhalb des Gießspiegels geht.

Die Temperaturverteilung über die Kokillenlänge zeigt **Abb. 2.27**.

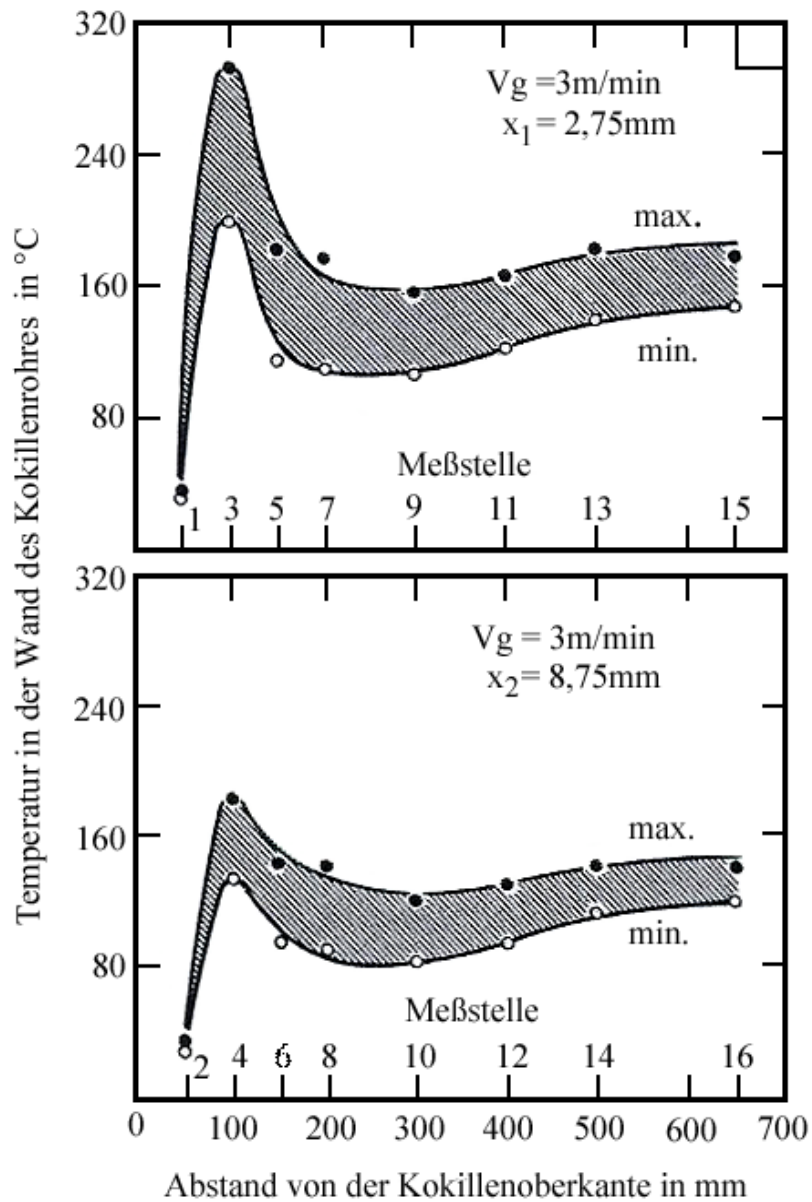


Abb. 2.27: Temperaturverteilung über die Kokillenlänge für 2,75 und 8,75 mm Tiefe und 3 m/min Gießgeschwindigkeit[43]

Aus diesen Messergebnissen konnte dann ein Diagramm für die Wärmestromdichte **Abb. 2.28** erstellt werden.

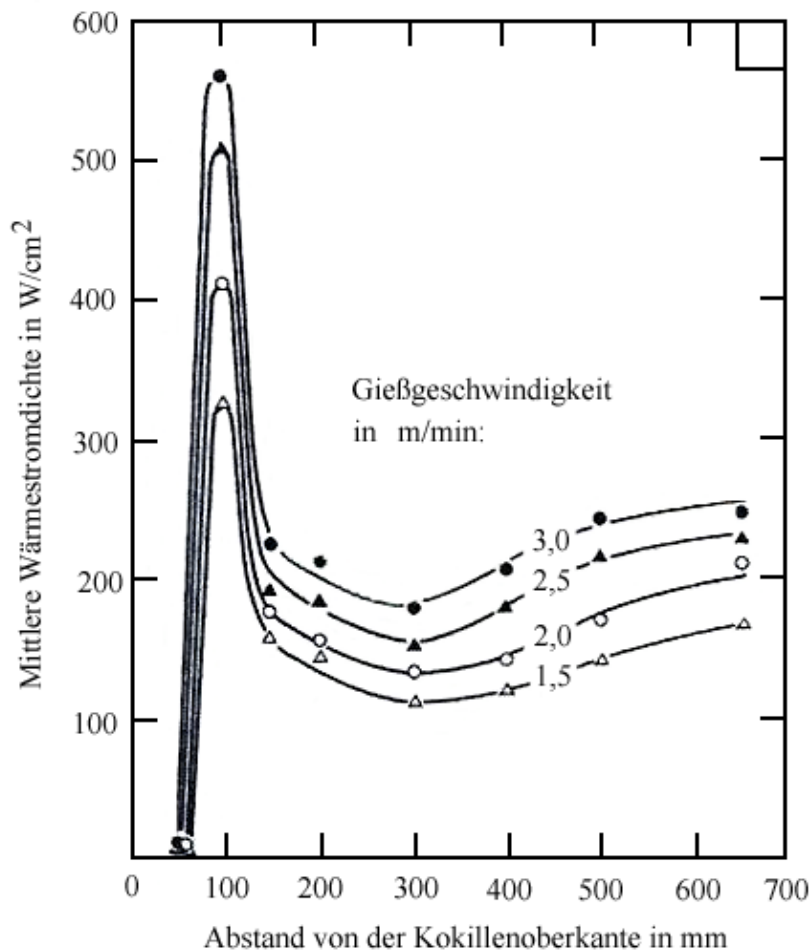


Abb.2.28:Mittlere Wärmestromdichte über die Kokillenrohlänge und verschiedenen Gießgeschwindigkeiten[43]

Dubendorff u.a. [43] konnten so die Wärmestromdichte direkt über die Thermoelemente, als auch über die abgeführte Wärmemenge des Kokillenkühlwassers berechnen und gegenüberstellen. **Abb. 2.29** zeigt diesen Zusammenhang.

Die Kurven zeigten den gleichen Zusammenhang, stimmten aber aufgrund Meßungenauigkeiten nicht ganz überein. Als Ursache wurde die Temperaturmessung des Kokillengewässers angeführt.

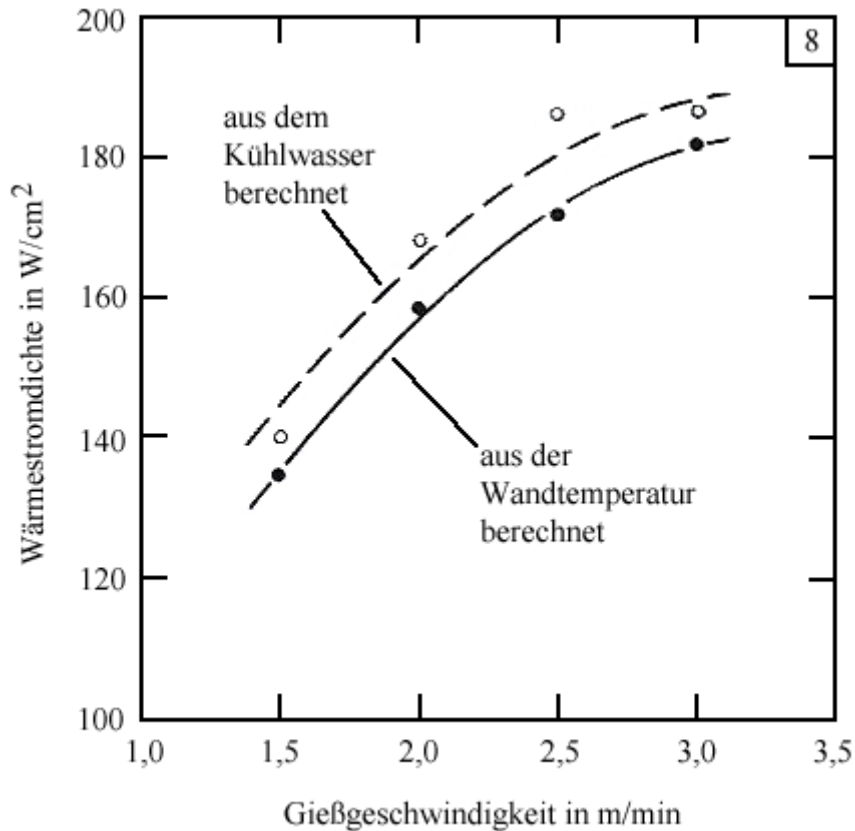


Abb. 2.29: Wärmestromdichte in Abhängigkeit der Gießgeschwindigkeit[43]

Mit steigender Gießgeschwindigkeit nimmt die Oberflächentemperatur wegen der geringen Verweilzeit in der Kokille zu, der Stahl schrumpft weniger und die Wärmestromdichte nimmt aufgrund geringerer Spaltbildung zu.

Für niedrige Gießgeschwindigkeiten fanden Dubendorff u.a. [43] gleiche Zusammenhänge in Bezug auf Kohlenstoffgehalt der Stähle und Wärmestromdichte wie Singh und Blazek [41]. Abweichend waren sie aber für höhere Geschwindigkeiten.

In **Abb. 2.30** ist die mittlere Wärmestromdichte in der Kokille in Abhängigkeit des Kohlenstoffs und der Höhe in der Kokille aufgetragen. Deutlich ist hier das Schrumpfungsverhalten die Problematik des Gießens von peritektischen Stählen zu erkennen.

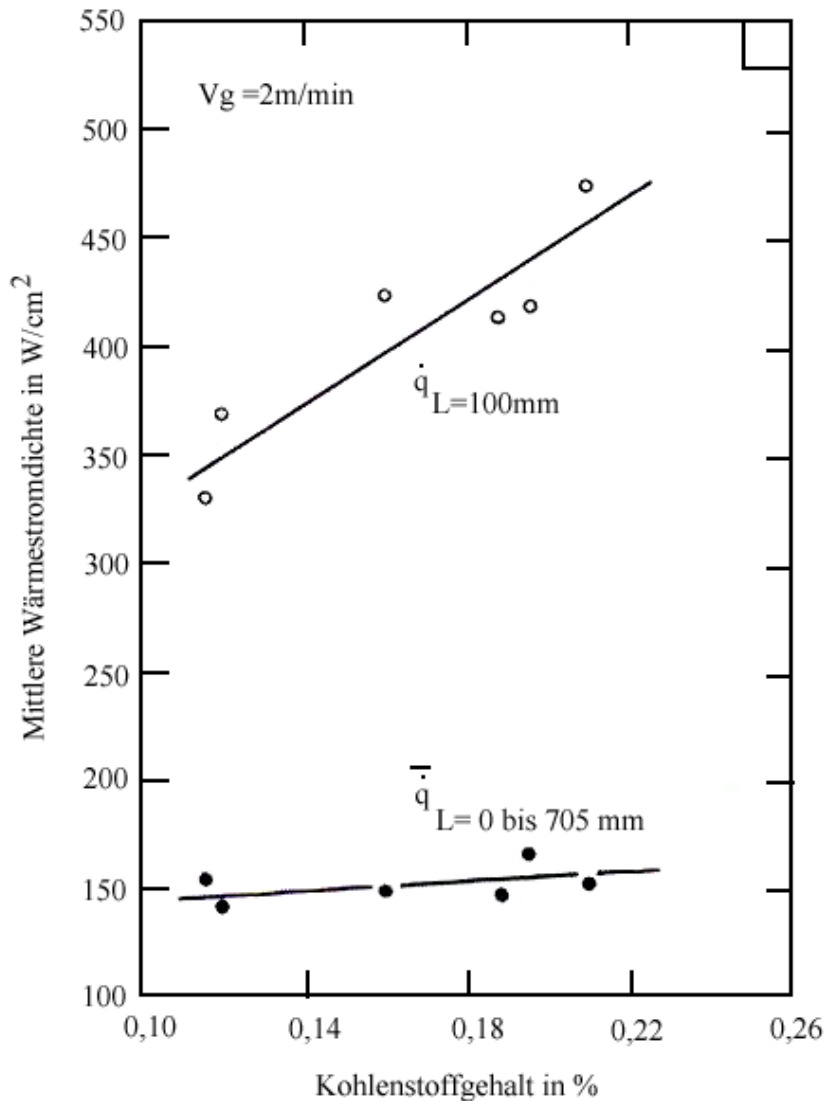


Abb. 2.30: Mittlere Wärmestromdichte in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes[43]

Aus der Wärmestromdichte können an jeder Stelle der Kokille Schalendicke und Schalenzuwachs berechnet werden.

Abb. 2.31 zeigt den Schalenzuwachs über die Kokillenlänge berechnet, aus der Wärmestromdichte für verschiedene Gießgeschwindigkeiten für zwei unterschiedliche Stähle. Peritektische Stähle haben aufgrund des Schrumpfungsverhalten bei Kokillenaustritt geringere Schalendicken und werden daher zur Verhinderung von Durchbrüchen kalt und langsamer gegossen.

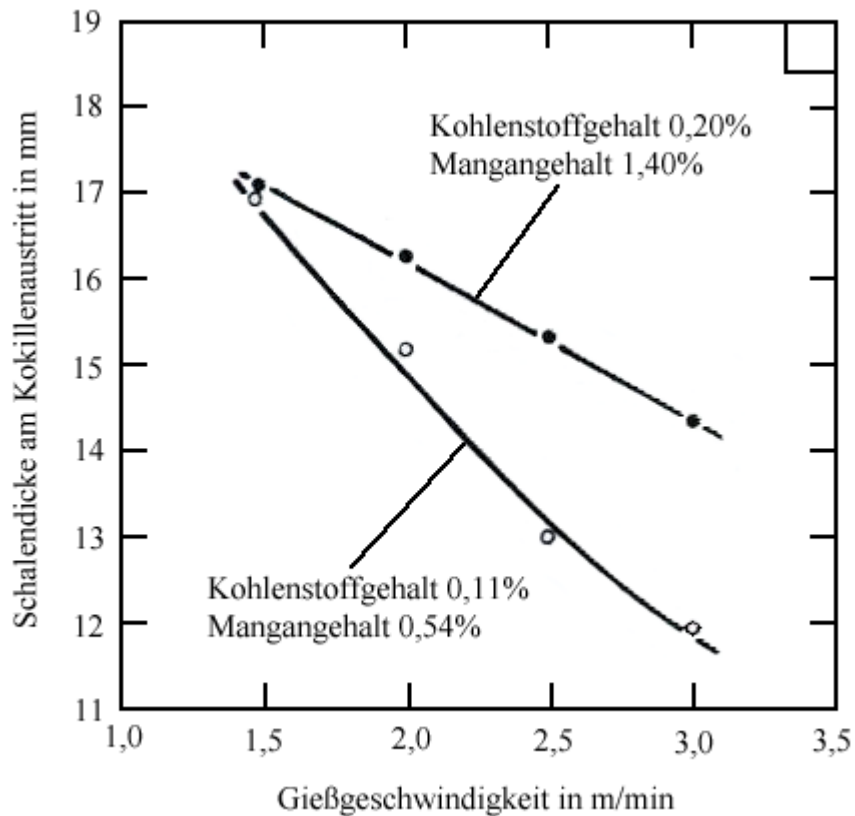


Abb. 2.31: Schalendicke in Abhängigkeit von Gießgeschwindigkeit und Kohlenstoffgehalt [43]

Die Untersuchung von Dubendorff u.a. [43] hat gezeigt, dass eine optimale Kokillengeometrie für die Praxis, Faktoren wie Kohlenstoffgehalt der zu vergießenden Stähle, und die erforderliche Gießgeschwindigkeit für eine ausreichende Produktivität, vereinen muss. Meistens kann das nur ein Kompromiss sein.

Louhenkilpi [44] untersuchte 1994 bei Fundia Koverhar an einer 4 Strang Knüppelanlage (160 mm²) den Einfluss der Gießhilfsmittel Öl und Gießpulver, sowie des elektromagnetischen Rührens auf den Wärmestrom in der Kokille. Dabei wurde der Wärmestrom aus dem ΔT Kühlwasser berechnet. In **Abb. 2.32** ist der Wärmestrom in Abhängigkeit der oben genannten Parameter dargestellt.

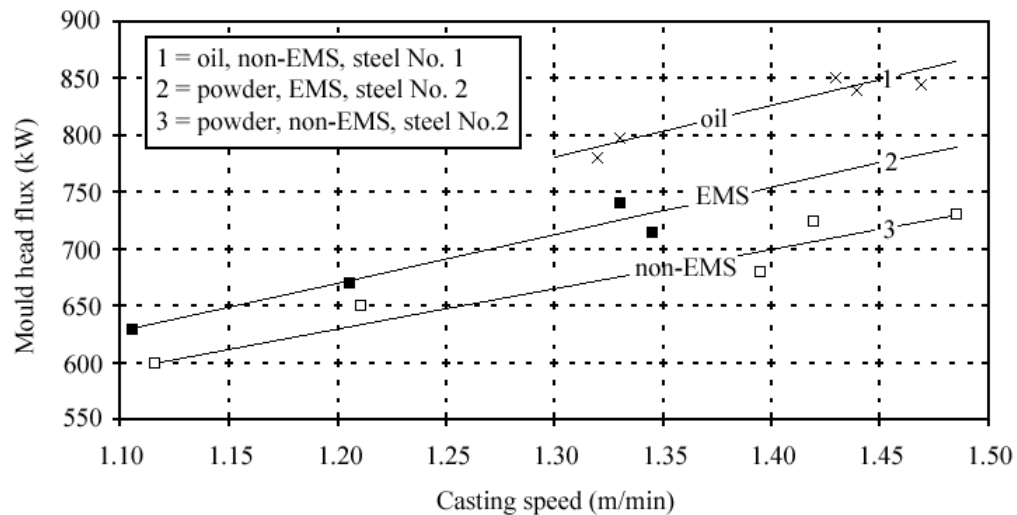


Abb. 2.32: Einfluss verschiedener Gießarten und EMS auf den Wärmestrom in der Kokille[44]

In den Versuchen kamen zwei verschiedene Stahlsorten zum Einsatz, die sich aber nur im Aluminiumgehalt unterschieden. Die höchste Wärmeabfuhr wurde beim Ölgießen gemessen, da der Stahl im guten Kontakt zur Kokillenwand steht. Beim verdeckten Giessen wirkt die Gießpulverschlacke eher isolierend, so dass die gemessenen Werte unterhalb des Ölgusses lagen. Der elektromagnetische Rührer erhöhte die Wärmeabfuhr um 5-8 %.

Wolf u.a.[45] untersuchten 1995 bei Thyssen Stahl in Oberhausen den Einfluss der Kokillengeometrie auf die Wärmeabfuhr in der Kokille. Auch hier wurde der Wärmestrom über das Kokillenwasser ΔT berechnet. Zum Einsatz kam neben der Standardkokille (130 mm² einfache Konizität) eine Convex-Kokille mit trichterförmigen Einlauf und stärkerer Konizität über die gesamte Länge der Kokille. Mit dieser Kokille konnten die Gießgeschwindigkeiten nahezu verdoppelt werden.

Abb. 2.33 zeigt den Einfluss der Konizität auf die Wärmeabfuhr in der Kokille.

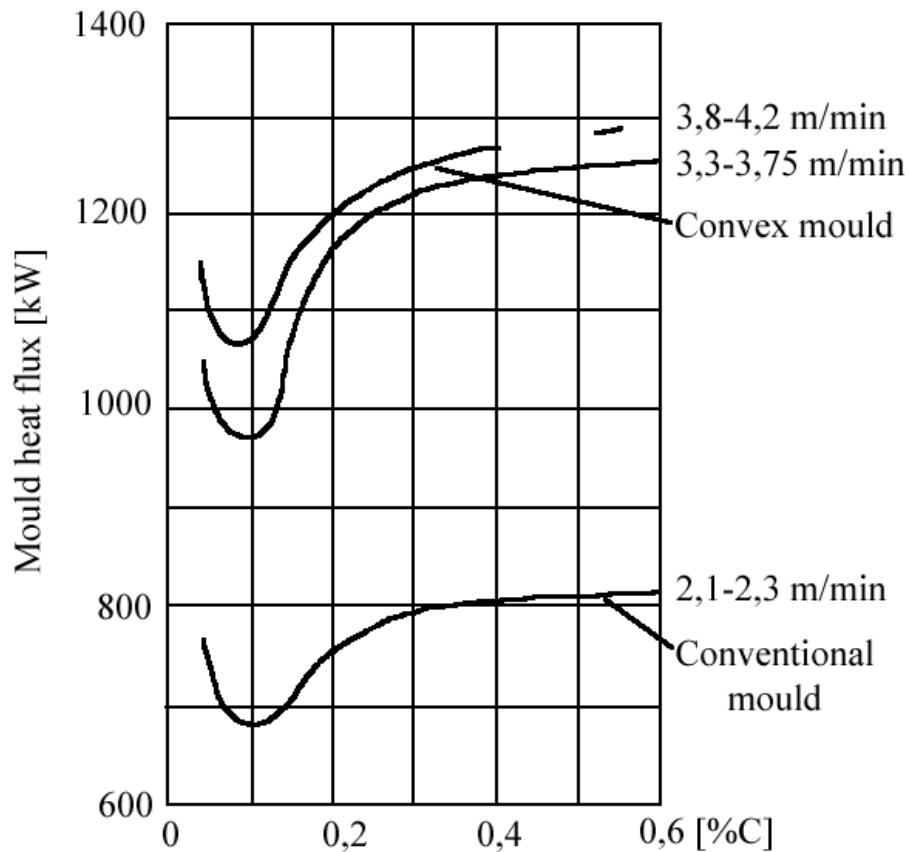


Abb. 2.33: Einfluss der Kokillenkonzentration auf die Wärmeabfuhr in der Kokille[45]

In einer Untersuchung von C.A.M. Pinheiro u. a. [46] wurde eine mit 76 Thermoelementen instrumentierte Kokille an einer Stranggießanlage in Nordamerika eingesetzt. Dabei wurde der Einfluss von Gießpulver, Hubfrequenz, Primärwassergeschwindigkeit und Stahlzusammensetzung auf den Wärmefluss in der Kokillenwand untersucht. Die gewonnen Erkenntnisse sind auch mit vorhergegangenen Untersuchungen an Ölgießanlagen verglichen worden. **Abb. 2.34** zeigt den Wärmestrom über die Kokillenlänge von Öl- und Gießpulverguss bei einer peritektischen Qualität.

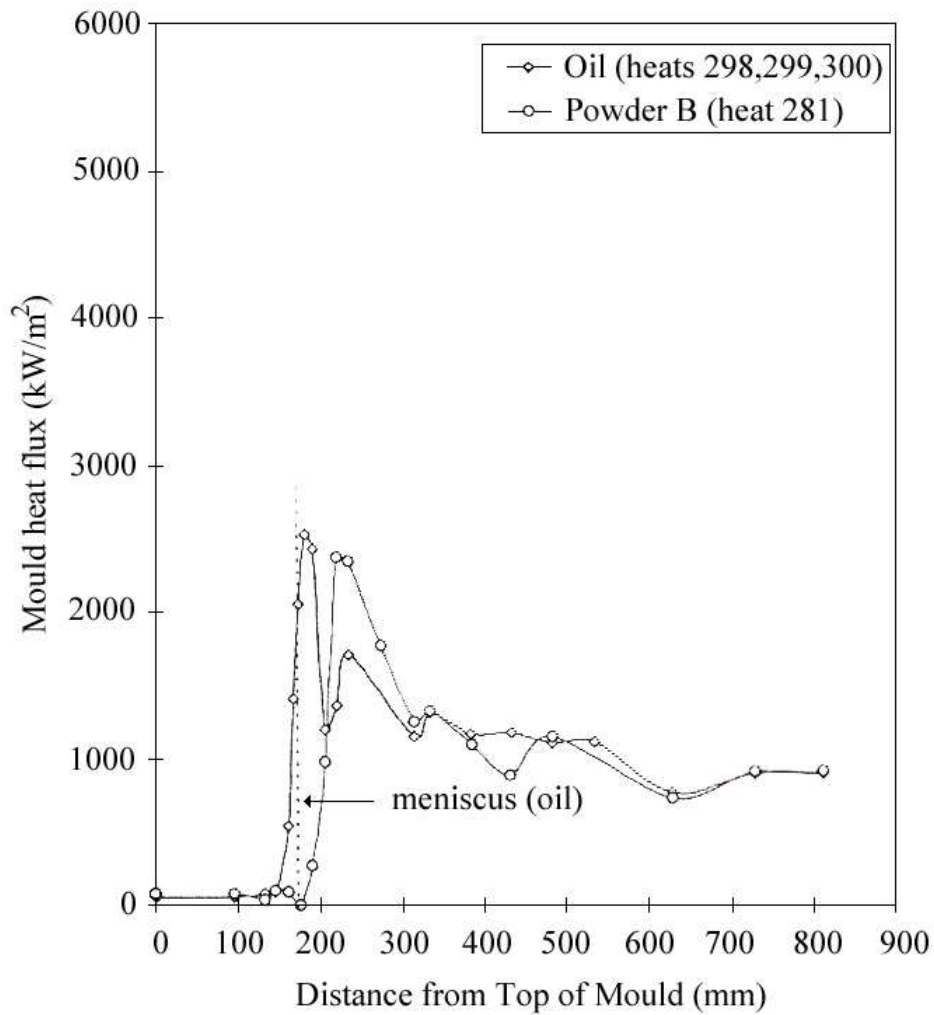


Abb. 2.34: Wärmestrom bei peritektischer Güte für Öl- und Pulverguss[46]

Für beide Gießarten gibt es bei dieser Stahlqualität bezüglich Höhe und Verteilung keine Unterschiede. Ein anderer Zusammenhang wurde in **Abb. 2.35** bei einer mit Bor und Titan legierten Kaltstauchgüte mit 0,32% Kohlenstoff gefunden.

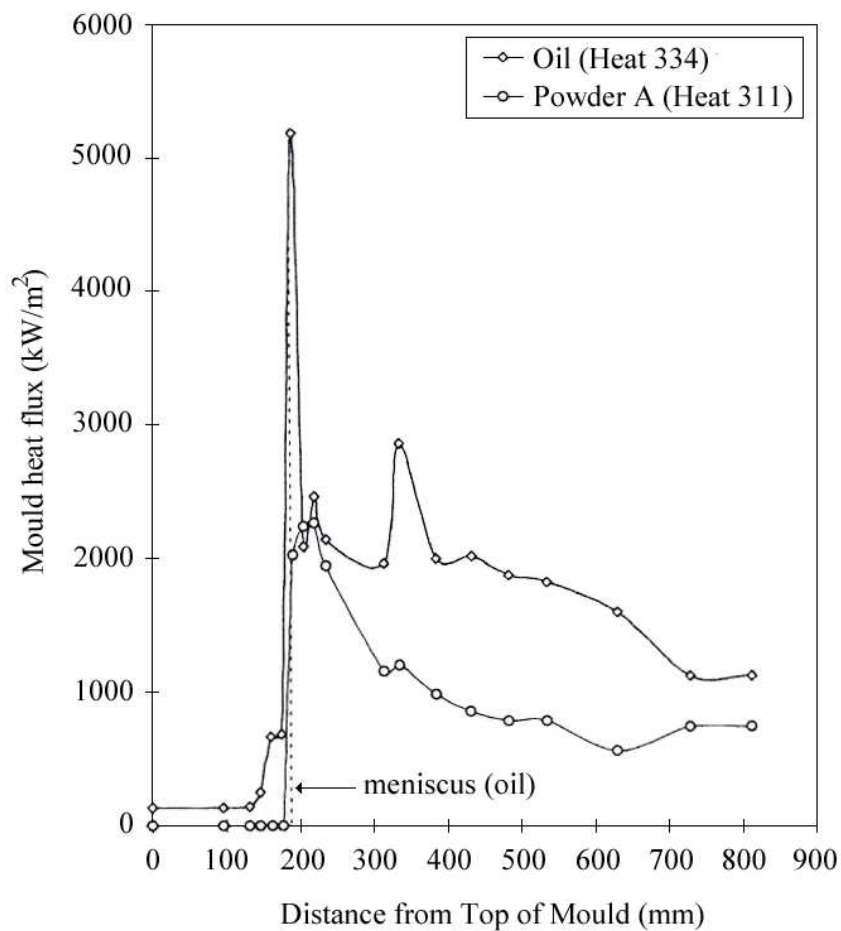


Abb. 2.35: Wärmestrom bei Kaltstauchgüte mit 0,32% C für Öl- und Pulverguss[46]

Pinheiro erklärt die Unterschiede durch das Schrumpfungsverhalten und der Oberflächenbeschaffenheit der Stähle. Im Fall des Peritektens ist die Oberfläche des Stahls bei beiden Gießarten uneben und rau, wodurch der Wärmefluss bei Öl als auch beim Pulver behindert wird. Bei der Kaltstauchqualität ist die Oberfläche glatt und liegt gut an der Kokillenwand an. Beim Ölgießen entsteht im Gießspiegel daher ein hoher Peak. Auch über die Länge der Kokille ist daher ein größerer Wärmefluss als beim verdeckten Guss messbar. Der Peak fällt beim Gießen mit Gießpulver geringer aus, weil die Schlacke isolierend wirkt.

Abb. 2.36 zeigt den Einfluss der Oszillationsbedingung auf den Wärmestrom beim verdeckten Guss. Mit steigender Oszillationsfrequenz erhöht sich der Wärmestrom in der Kokille um ca. 8 %. Pinhero [45] erklärt diesen Unterschied durch den sinkenden Gießpulververbrauch bei höheren Frequenzen. Dadurch entsteht ein kleinerer Gießspalt, der weniger isolierend wirkt.

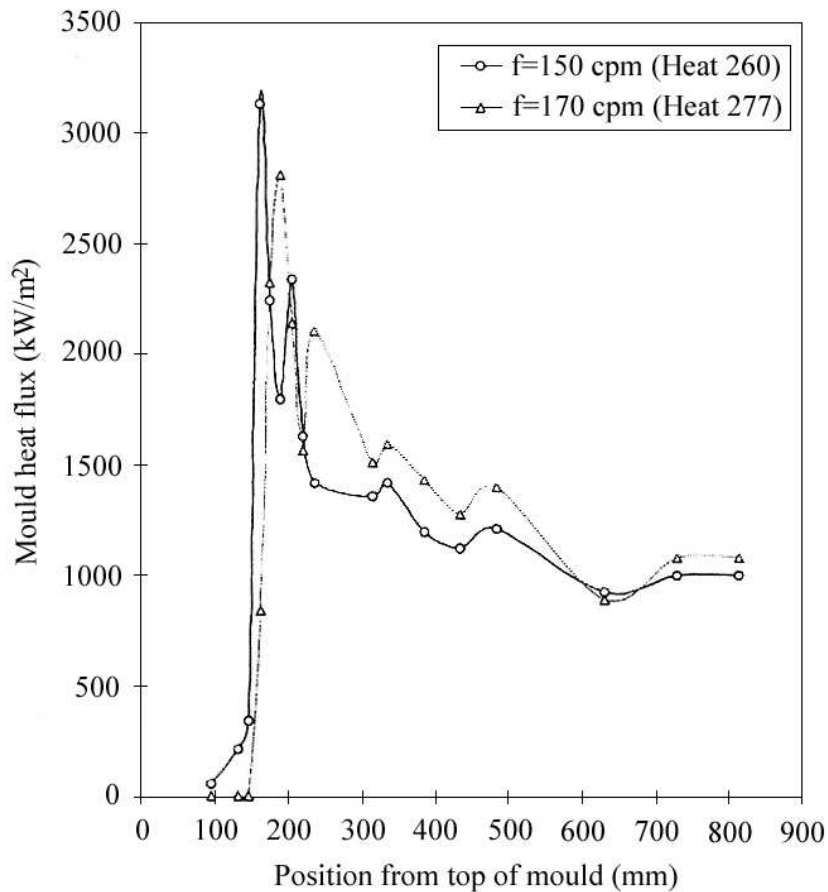


Abb. 2.36: Wärmestrom für verschiedene Oszillationsbedingungen[46]

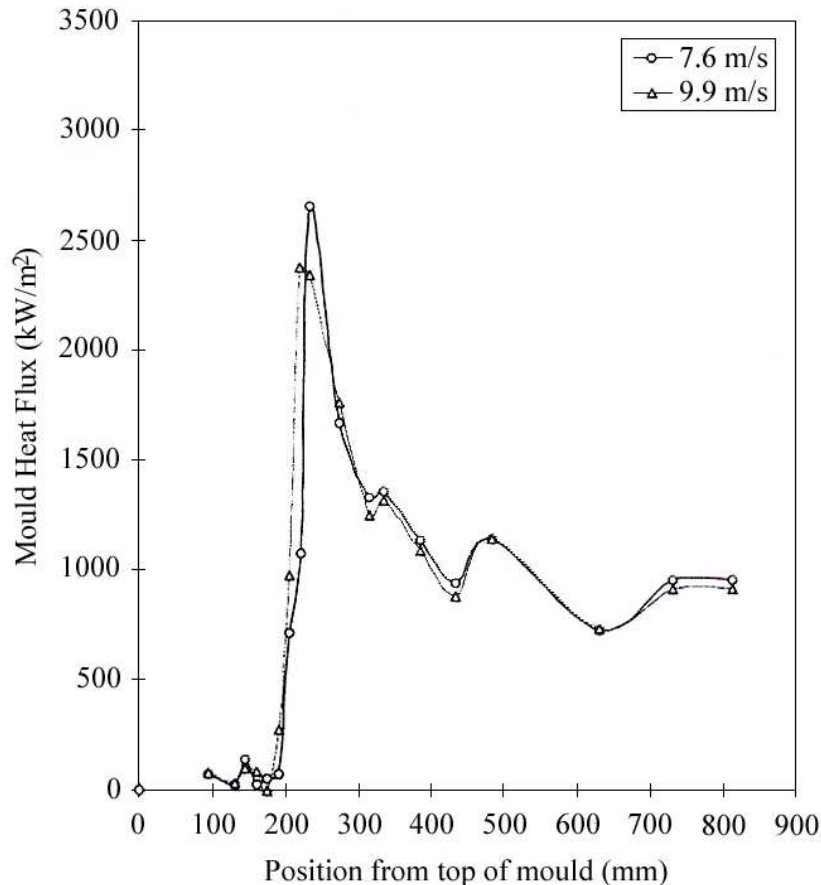


Abb.2.37:Einfluss der Primärwassergeschwindigkeit auf den Wärmestrom in der Kokille[46]

In **Abb. 2.37** zeigt Pinhero [46], dass eine Veränderung der Primärkühlwassergeschwindigkeit lediglich einen Einfluss auf den Peak im Gießspiegelbereich hat.

In einer Untersuchung von Ridolfi u. a. [47] werden zwischen 1997 und 2000 im Stahlwerk Basauri, der Sidenor-Gruppe, Versuche mit verschiedenen Kokillengeometrien durchgeführt. Als Partner des Vorhabens fungiert CSM (Italien), welche die Versuche durch Finite-Element-Berechnungen begleiten.

Ziel des Gemeinschaftsprojektes war die Entwicklung einer neuen Kokillengeometrie, um eine bessere Kontrolle der dendritischen Struktur der erstarrenden Strangschale beim Stranggießen und somit der Qualität zu gewährleisten.

Dabei wurden zwei neue Geometrien untersucht, die sich von der herkömmlichen Kokille durch einen größeren Eckenradius und konkave Kokillenflächen unterschieden.

Die Arbeit von Sidenor konzentrierte sich auf die Auswirkungen des Eckenradius und der Flächenkrümmung auf die Oberflächen- und oberflächennahen Fehler der Vorblöcke (185² mm), sowie die Qualität der gewalzten Stäbe.

Die einzelnen Geometrien sind unten aufgeführt:

Herkömmliche Geometrie :
185² mm
800 mm lang
10 mm Kantenradius
Ohne Flächenausbauchung

Geometrie 1:
185² mm
800 mm lang
40 mm Eckenradius
3 mm Flächenausbauchung

Geometrie 2:
185² mm
800 mm lang
40 mm Eckenradius
5 mm Flächenausbauchung

Der Gießprozess verlief problemlos. Bei den Versuchen wurden besonders Automaten- und Einsatzstähle vergossen. Die metallografischen Untersuchungen sowie die Heißzugversuche der Eckenbereiche ergaben keine Unterschiede zwischen den einzelnen Geometrien. Insgesamt konnte aber die Ausfallrate um etwa 28 % für Geometrie 1 (1,41 auf 1,01) und 27% für Geometrie 2 (1,53%/m auf 1,11%/m) gesenkt werden. Da keine metallografischen Unterschiede des Gussgefüges für die einzelnen Geometrien erkennbar waren, erklärt sich die Verbesserung einzig durch den für den Walzprozess günstigeren Radius von 40 mm.

Am Institut CSM in Rom wurde parallel ein Modell entwickelt, welches auf der Grundlage der Finite-Element-Methode zur vollständigen Beschreibung des Erstarrungsvorganges in der Kokille arbeitet. Außerdem wurde das thermomechanische Verhalten der erstarrenden Strangschale von Automatenstahl und Einsatzstahl simuliert. Unterschiede zwischen Geometrie 1 und 2 konnten auch hier nicht entdeckt werden.

Die Ergebnisse zeigten, dass das Risiko von Kantenrissen bei Vorblöcken und Knüppeln mit großem Kantenradius und konkaven Flächen!! geringer ist als bei herkömmlichen Kokillen mit kleinen Kantenradien.

Weiterhin ist die Strangschale beim Automatenstahl größeren Spannungen während der Erstarrung ausgesetzt, als der Einsatzstahl mit peritektischer Analyse. Die Ursache liegt laut CSM in dem größerem Erstarrungsintervall des Einsatzstahls (60°) im Vergleich zum Automatenstahl (35°), da es länger dauert, bis sich eine dicke vollständig durcherstarrte Strangschale unterhalb des Meniscus gebildet hat. Die Stärke des thixotropen Erstarrungsbereiches ist somit maßgebend für die Ausbildung von Einziehungen und Längsrissen. Während sich beim Automatenstahl schnell eine komplett erstarrte Strangschale bildet, durch welche ein hoher Temperaturgradient verläuft, hat der Einsatzstahl einen dickeren Bereich der „mushy zone“, mit gleichmäßigerem Temperaturgradient.

Je höher der Temperaturunterschied zwischen ertarrter Strangschale und thixotropen Bereich, desto höher sind die Spannungen und die Rissanfälligkeit.

Trotz des positiven Effektes der 40mm Kantenradiuskokille auf den Walzprozess hat das Stahlwerk Basauri wegen der hohen Investitions- und Umstellungskosten diese Kokille nicht eingeführt.

G. Alvarez u.a. [48], [49] untersuchten zwischen 1998 und 2002 mit Hilfe einer instrumentierten Kokille im Stahlwerk Sidenor Basauri den Wärmestrom in der Kokille bei verschiedenen Gießparametern. Hauptaugenmerk ist dabei auf den Einfluss der Gießpulver auf den Wärmestrom gelegt worden. **Abb. 2.38** zeigt ein Schema der instrumentierten Kokille.

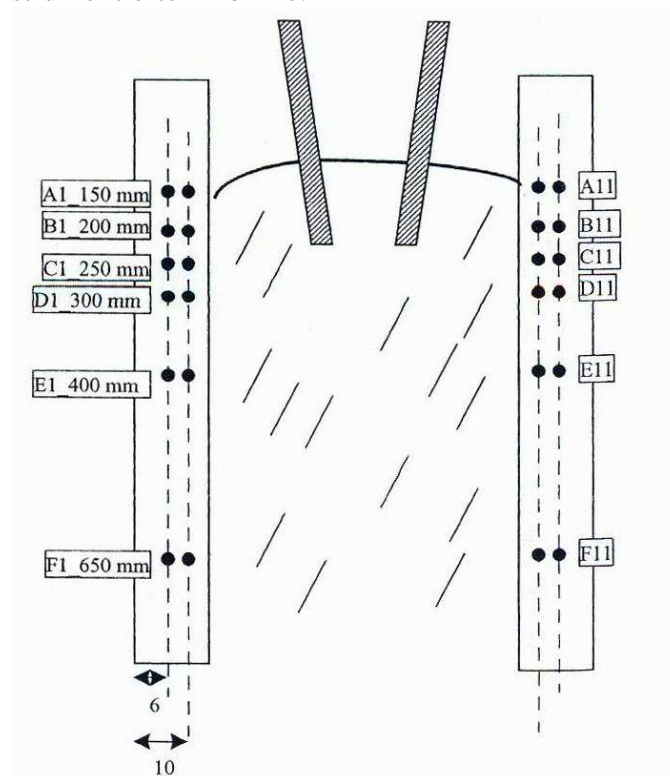


Abb. 2.38: Mit Thermoelementen instrumentierte Kokille im Werk Sidenor Basauri[48],[49]

Die Versuche sind im Format 185 mm² durchgeführt worden. **Abb. 2.39** zeigt den Verlauf der Primärwassertemperatur über die Gießzeit an sechs Strängen. Auffällig ist hier die Drift der Temperatur zu niedrigeren Werten im Verlauf der Gießzeit. Ursächlich dafür könnte der Aufbau eines stabilen Schlackefilms über die Kokillenlänge sein.

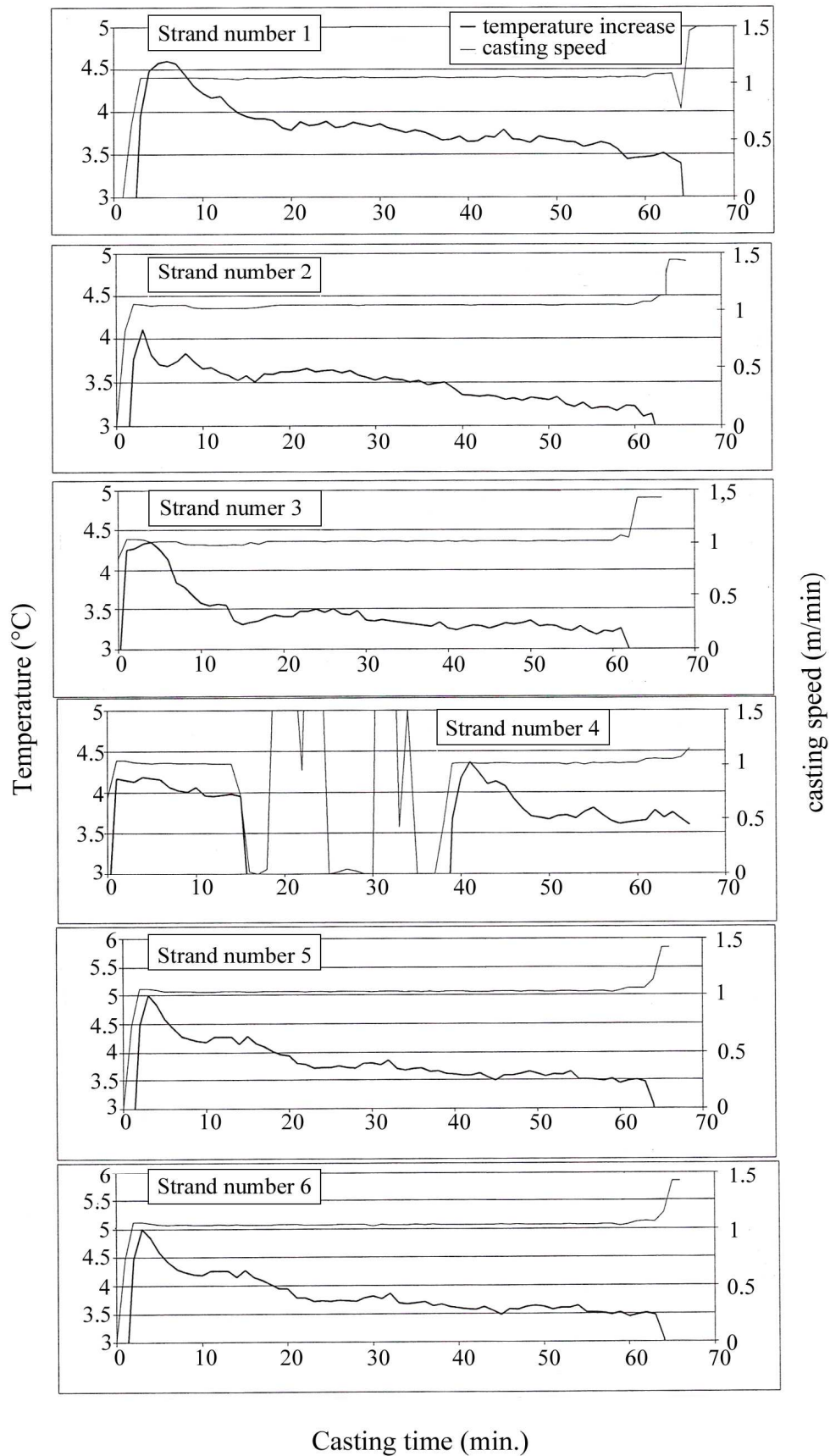


Abb. 2.39:Entwicklung des Wärmestroms über die Gießzeit für 27Cr4 für 6 Stränge[48],[49]

Strang 4, welcher nach Gießunterbrechung 20 Minuten später nachgeholt wurde, zeigt, dass das geringere ΔT nicht durch eine stetige Erhöhung der Primärwassertemperatur zu erklären ist. Das ΔT ist trotz höherer Wassertemperatur auf dem gleichen Niveau wie zu Beginn der anderen Stränge. **Abb. 2.40** zeigt den Verlauf des Wärmestroms in den verschiedenen Ebenen innerhalb der Kokille (b-e) und den Vergleich zum $\Delta T(a)$.

Während der ersten 20 Minuten der Gießzeit bleibt der Wärmestrom auf allen Ebenen auf dem gleichen Niveau. Danach sinkt der Wärmestrom in der Ebene 400 und 650 mm unterhalb Kokilleneinlaufs, in den anderen Ebenen bleibt das Niveau stabil. Dieses Phänomen nennt Alvarez HFD (heat flux drift) und erklärt es durch das Verhalten von basischen (Basizität $> 0,8$) Gießpulvern. Da er dieses Phänomen bei sauren Gießpulvern nicht beobachten konnte, macht er die kristalline Erstarrung der basischen Pulver für diesen Effekt verantwortlich. Da die Kristallisation aus der flüssigen Glasphase ein Diffusions-, Zeit- und Temperatur gesteuerter Prozess ist, findet die Änderung des Wärmestroms in den unteren Bereichen der Kokille statt.

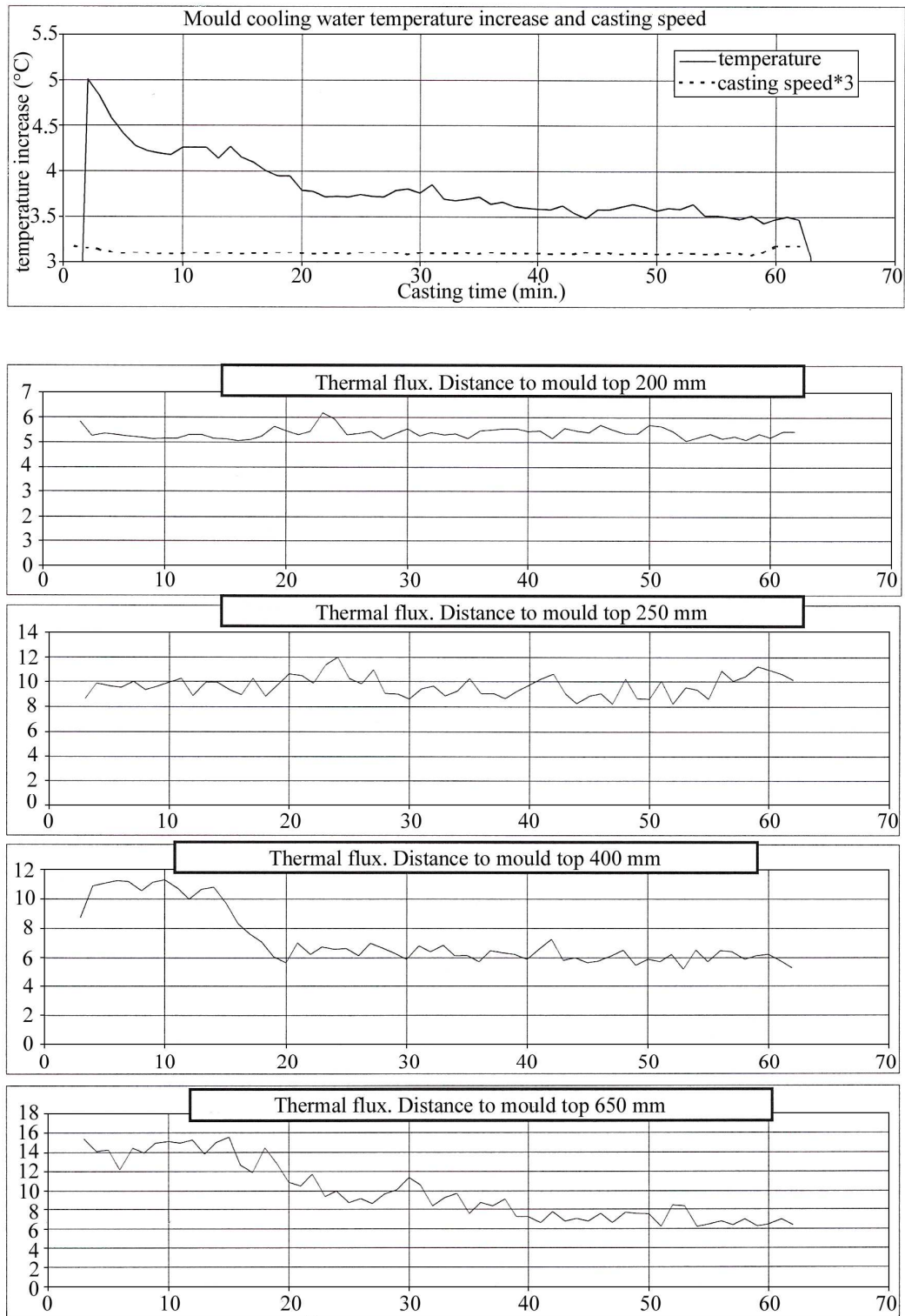


Abb. 2.40:Wärmestrom in der Kokille in Abhängigkeit der Position und des ΔT Primärwasser[48],[49]

In einer Veröffentlichung von C.Chow und I.V.Samarasekara [50] von 2002 geben die Autoren eine Übersicht über die bis dahin mittels instrumentierter Kokille erzielten Erkenntnisse über den Wärmestrom in der Kokille beim Vorblock und Knüppelstranggießen, und fassen die Ergebnisse wie folgt zusammen:

- a) Höhere Gießgeschwindigkeiten führen zu höheren Wärmeströmen, vor allem in tieferen Bereichen der Kokille

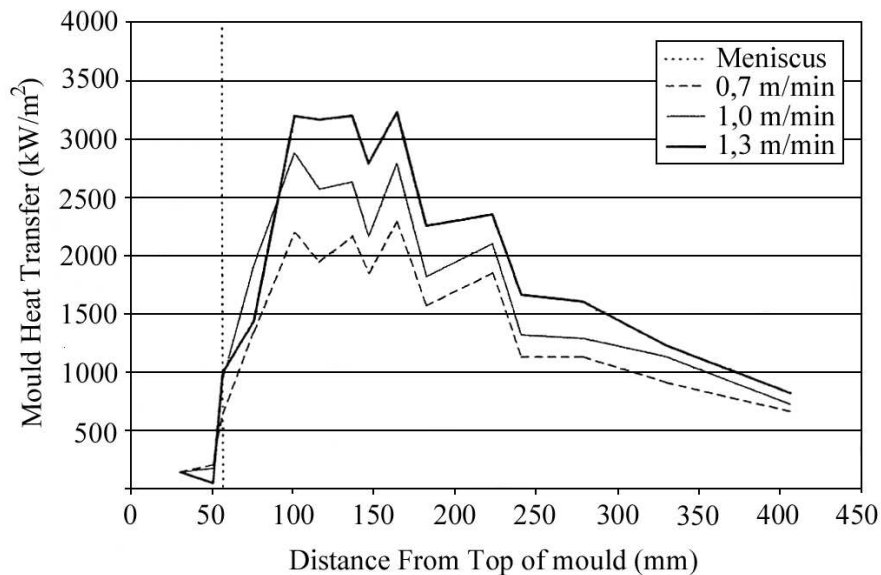


Abb. 2.41: Abhängigkeit des Wärmestroms in der Kokille von der Gießgeschwindigkeit für 0,4 % C Kohlenstoffstahl für verschiedene Ebenen[50]

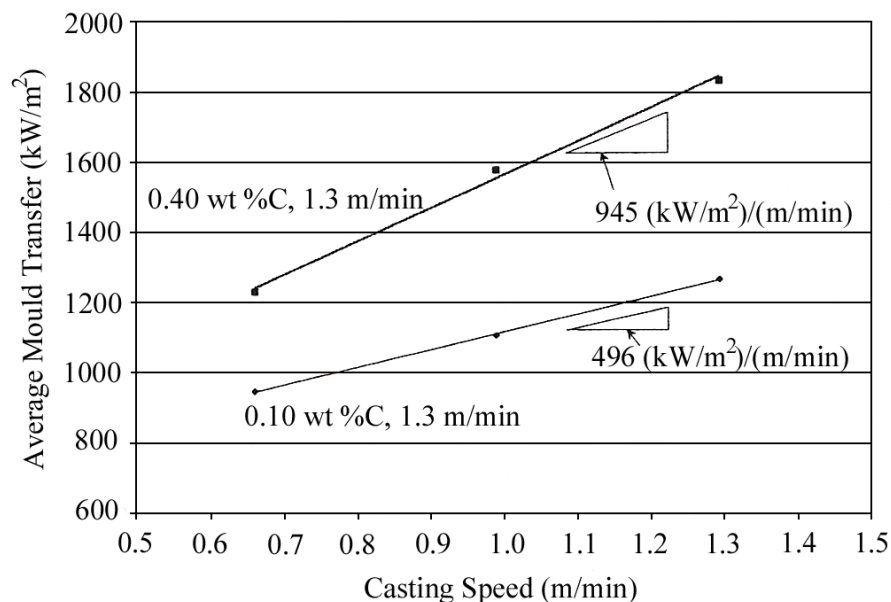


Abb. 2.42: Mittlerer Wärmestrom in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes[50]

- b) Höhere Kohlenstoffgehalte im Stahl haben den gleichen Effekt auf den Wärmestrom wie eine Erhöhung der Gießgeschwindigkeit. Im Gießspiegelbereich ist der Einfluss allerdings größer.

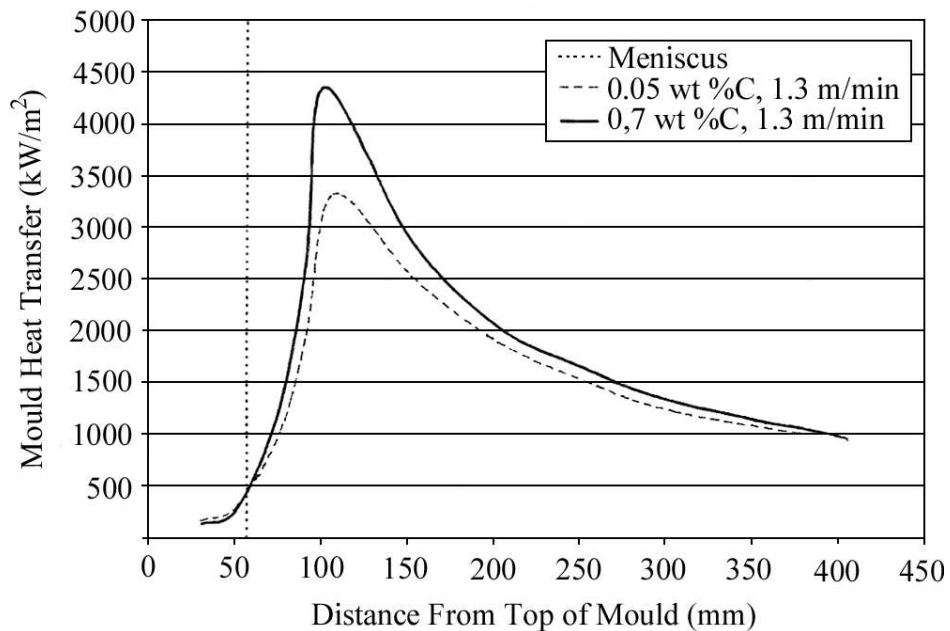


Abb. 2.43: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf den Wärmestrom über die Kokillenlänge[50]

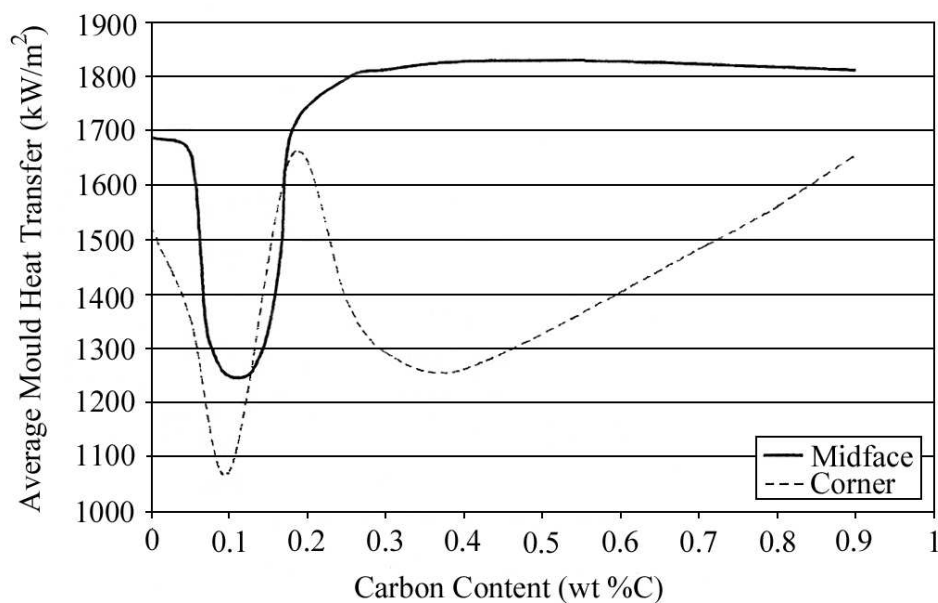


Abb. 2.44: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf den mittleren Wärmestrom[50]

Für das stark unterschiedliche Verhalten des Wärmestroms in den Kanten haben Chow und Samarasekara keine eindeutige Erklärung, führen dies aber auf die Luftspaltbildung zurück. Großen Einfluss auf die Unterschiede in der Wärmeabfuhr zwischen Fläche und Kante hat natürlich die Geometrie der Kokille aufgrund der Konizität (linear, zweifach konisch, parabolisch, etc.) und des Eckenradius.

- c) Überhitzungen unterhalb 55 K haben keinen Einfluss auf den Wärmestrom in der Kokille
- d) Die Kokillenwassergeschwindigkeit muss mindestens 10-12 m/s betragen, um ein Kochen im Gießspiegelbereich zu verhindern. Geschwindigkeiten darunter führen zu intermittierenden Phänomenen wie Rhomboidität und Innenrissen. Wassergeschwindigkeiten darüber beeinflussen den Wärmestrom nicht.
- e) Der Einfluss des Kokillenrührens ist nicht ausreichend untersucht worden. Zwei verschiedene Untersuchungen führten zu gegensätzlichen Ergebnissen.
- f) Der Wärmestrom in den Kanten ist aufgrund der Spaltbildung 20-30% niedriger als auf der Fläche. Für einen hochkohlenstoffhaltigen Stahl und einer Gießgeschwindigkeit von 1,3 m/min wurde ein mittlerer Wärmestrom von 1190-1360 KW/m², im Gegensatz zu 1260-1440 KW/m², auf der Fläche gemessen.
- g) Der Einfluss der Kokillenkonzität wurde in einer Vielzahl von Untersuchungen und Veröffentlichungen dargestellt und führte zu einer Reihe von verschiedenen Technologien. Dabei versuchten die Kokillendesigner den Spalt zwischen Strangschale und Kokillenwand während des Gießprozesses so gering wie möglich zu halten, um die Wärmeabfuhr zu erhöhen, und damit höhere Gießgeschwindigkeiten zu erreichen. Beispielhafte Entwicklungen sind: Convex (Concast), Danam (Danieli), Parabol, Diamold (Voest).

Kapitel 3

Zwischendiskussion

Die Wärmetransportvorgänge innerhalb der Stranggußkokille sind hinlänglich untersucht und in vielen Veröffentlichungen und Lehrbüchern beschrieben. Einen Teil dieser Erkenntnisse sind in dieser Arbeit im Kapitel 2 aufgeführt, wobei es sich nur um einen Bruchteil der verfügbaren Arbeiten handelt. Umso erfreulicher ist, dass viele Autoren in ihren Arbeiten zu den gleichen Ergebnissen gekommen sind, wie am Beispiel folgender Abbildung zu erkennen ist: **Abb. 4.01** zeigt das Strangschalenwachstum in Abhängigkeit von der Zeit, ermittelt von verschiedenen Autoren für niedrig kohlenstoffhaltige Stähle

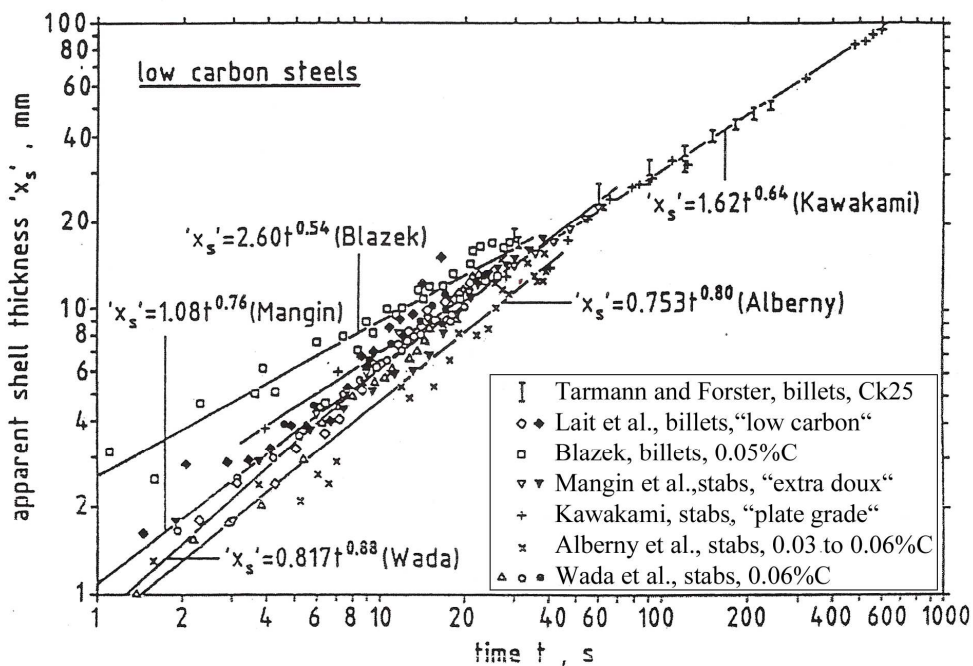


Abb. 3.01: Berechnete Strangschalendicken verschiedener Autoren für niedrig gekohlten Stahl in Abhängigkeit der Erstarrungszeit [51],[52],[53],[54],[55],[56]

Im Bereich der Ersterstarrung gehen die ermittelten Daten etwas auseinander, was an den verschiedenen Gießformaten liegt. Betrachtet man Knüppel und Bramme getrennt, ergeben sich gute Übereinstimmungen der Schalendicken für das jeweilige Format..

Die gewonnen Erkenntnisse im Bereich der Wärmeabfuhr in der Kokille und dem daraus resultierenden Strangschalenwachstum in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit, führten zum Verständnis der Rissentstehung in oder kurz, unterhalb der Strangschale am gegossenen Produkt. Später folgten so

genannte Modelle oder Landkarten der Spannungs-Dehnungsverteilung innerhalb der Strangschale für verschiedene Stahlzusammensetzungen oder Kokillengeometrien. Einige sind in dieser Arbeit in Kapitel 2 beschrieben.

Besonderes Interesse galt der Erforschung der Erstarrungsvorgänge bei peritektischen Qualitäten, da diese aus der Betriebserfahrung ein hohes Potential für Oberflächenfehler zeigten.

In der Stahlverarbeitung gibt es eine Vielzahl von Stahlqualitäten, die eine peritektische Analyse haben. Dazu zählen einfache Betonstahlgüten, Einsatzstähle, usw., als auch der Automatenstahl mit und ohne Blei. Die Stahlerzeuger erfreuen sich aufgrund der hohen Nachfrage einer guten Auslastung mit diesen Stahlqualitäten, weniger aber mit den damit verbundenen Problemen im Gießbetrieb in Bezug auf Durchbruchrate und Oberflächenqualität.

Da auch im Werk ArcelorMittal Ruhrort eine Vielzahl von Peritekten vergossen wird, bestand auch dort das vorrangige Bestreben, das Ausbringen beim Vergießen und Warmwalzen dieser Qualitäten zu erhöhen.

Zu Beginn dieser Arbeit bestand die Annahme, dass die Oberflächenfehler im Warmwalzwerk Hochfeld der ArcelorMittal GmbH beim Walzen von gebleiten Automatenstählen durch Risse auf dem Knüppelvormaterial, bzw. durch zu kalte Knüppelkanten, während der Warmwalzung in den ersten zwei Gerüsten ihren Ursprung haben. Eine Vielzahl von Arbeiten zu dem Thema Rissanfälligkeit von peritektischen Güten beim Stranggießen untermauerten diese Annahmen.

Nach intensiver Inspektion der Automatenstahlknüppel wurde entgegen der obigen Annahme, bis auf wenige Ausnahmen, ein rissfreies Vormaterial vorgefunden. Die nach wie vor hohen Durchbruchraten waren zwar ein Indiz für die peritektische Erstarrung dieser Stahlqualität, die nahezu fehlerfreie Oberfläche der Stranggussknüppel widersprachen jedoch dieser Theorie, zumal der gebleite Automatenstahl, aufgrund der Stahlzusammensetzung, hypoperitektisch erstarren sollte.

Wenn also das Vormaterial keine, oder nur wenige Oberflächenrisse aufweist, wie sind dann die hohen Ausfallzahlen bei dieser Stahlmarke zu begründen?.

Ansätze hierfür können aus den in Kapitel 2 beschriebenen Erkenntnissen in Bezug auf das Fehlerpotential in der Walzstrasse nur bedingt geliefert werden, als das Gefügeinhomogenitäten wie Grobkorn im Rand, Makroeingüsse, Mikrosegierungen oder Kerbwirkung durch tiefe Oszillationsmarken das Randgefüge schwächt.

Natürlich steht Blei immer im Verdacht, erstens durch den niedrigen Schmelzpunkt und zweitens durch die Verbindung mit Mangansulfiden, die Rissentstehung negativ zu beeinflussen. Ob sich Blei evtl. bei Walztemperatur auf den Korngrenzen als dünnen Film und somit eine Schwächung des Kornverbandes auslöst, ist bis heute nicht geklärt.

Bei den metallografischen Untersuchungen und der Betrachtung der Baumannscheiben wurde immer wieder ein in dieser Arbeit genannter Erstarrungsabsatz beobachtet, der als dünne weiße Linie unterhalb der Strangoberfläche, nicht zu verwechseln mit Rührstreifen, auftritt. Diese Linien sind auch in einem EGKS Forschungsbericht bei peritektischen Stahlqualitäten

in den Werken Teeside und Scunthorpe, der damaligen Corus Gruppe, beschrieben[76] siehe Abb.3.02.

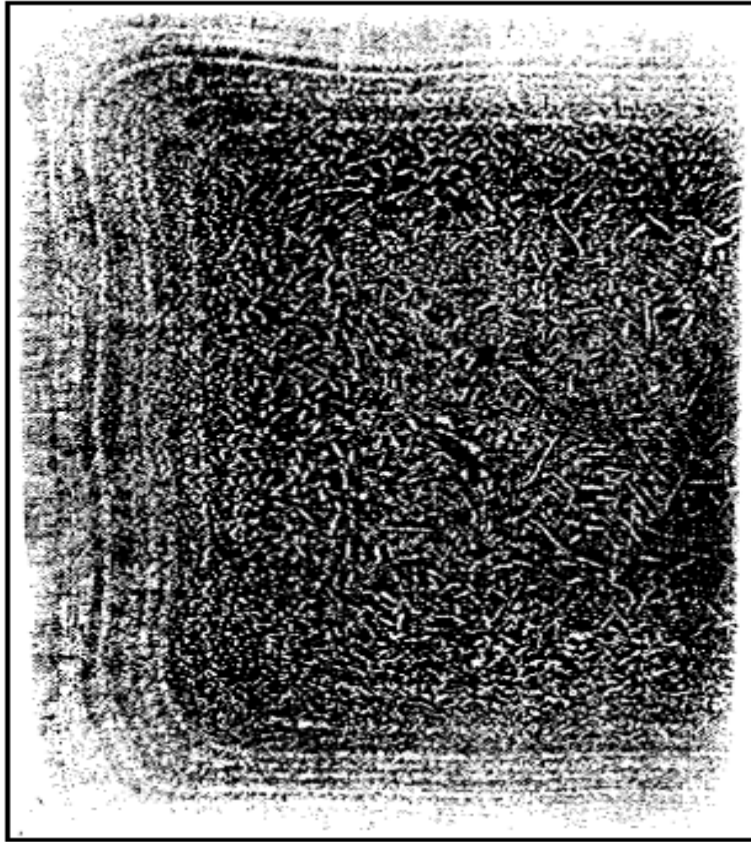


Abb.3.02:Baumannabdruck einer Bramme mit Erstarrungsabsätzen [76]

Auch hier wird, wie in Ruhrort beobachtet, oft eine Anlagerung von Primärausscheidungen in Begleitung von Phosphor und Schwefel an dieser Linie dokumentiert. In wie weit dieses Phänomen sich auf den Warmwalzprozess auswirkt, ist in dieser Arbeit nicht untersucht worden.

Insgesamt ist festzuhalten, dass Zusammenhänge zwischen dem im Strangguss erzeugten Gefügestrukturen am Vormaterial und den daraus resultierenden Fehlern im Walzprozess, zumindest im Bereich der Langprodukte, wenig Beachtung geschenkt wurde.

Aus dieser Tatsache heraus entstand die Idee, eine für den Warmwalzvorgang günstige Knüppelgeometrie zu vergießen, vor dem Hintergrund, das Ausbringen im Walzwerk, zu erhöhen.

Kapitel 4

Verbesserung des Ausbringens von Knüppelstrangguß durch Einsatz einer Kokille mit spezieller Hohlraumgeometrie

4.1 Hintergrund

Kleinformatische Strangguss-Langprodukte, sog. Knüppel, werden heute meist in Vierkantformat (ca. 100 - 200 mm Seitenlänge) mit relativ scharfen Kanten (Kantenradius ca. 3-8 mm) erzeugt.

Das scharfkantige Vierkantformat zeigt gießtechnische Vorteile und hat wegen der großen spezifischen Oberfläche (Oberfläche/Volumen) ein hohes Flüssigausbringen, wobei sich die Knüppelhandhabung, beim Transport und Verladen, einfacher als bei eher runden Knüppeln gestaltet.

Ein kleiner Kantenradius ist aus jahrzehntelanger Erfahrung für das Stranggießen in Hinblick auf den Gießprozess (Durchbruchraten und Kantenfehler) weniger problematisch.

Die Fa. CONCAST hat in den letzten Jahren ein Kokillenkonzent (Abb. 4.01) entwickelt, mit dem Ziel, das Schnellgießen von Knüppeln, mit relativ großen Kantenverrundungen, d.h. im sog. rundnahen Format, zu ermöglichen.

Fa. ArcelorMittal Ruhrort war interessiert, dieses neue Kokillenkonzent in seinem Werk zu erproben. Eine, nach diesem Konzept umgebaute Kokille, wurde im Rahmen einer im Frühjahr 2004 geschlossenen gemeinsamen Vereinbarung in einer langen Testperiode in der Knüppelstranggießanlage betrieblich umgesetzt. Im besonderen Interesse stand für ArcelorMittal Ruhrort die Ausbringensverbesserung bei bleilegiertem Automatenstahl.

4.2 Automatenstähle

Automatenstähle sind Stähle für die Mengenfertigung von Erzeugnissen mit spanabhebender Bearbeitung, z.B. für den Maschinenbau, den Konstruktionsbau, die Feinmechanik oder die Automobilindustrie, wo sie als Beschlagteile, Schlüssel, Schlösser, Verbindungs- und Konstruktionsteile, Wellen und Achsen, u.s.w. Verwendung finden. Die Formgebung der Präzisions- und Fassondrehteile aus überwiegend blankgezogenem Vormaterial kann hierbei nach den unterschiedlichsten Bearbeitungsverfahren, wie Längsdrehen, Abstechen, Gewindeschneiden, Bohren, Reiben, Fräsen, Sägen u.a. erfolgen. In der Praxis werden die genannten Bearbeitungsverfahren, sowohl zeitlich aufeinander folgend, als auch sich zeitlich überlagernd, auf programmgesteuerten Automaten oder Taktstrassen durchgeführt.

Spanabhebende Formgebung bietet den Vorteil, fertige und in engen Maßtoleranzen liegende Oberflächen zu liefern, komplizierte Bauteilformen zu bewältigen und auch bei verhältnismäßig kleinen Stückzahlen noch wirtschaftlich zu sein. Die für die Serienteilfertigung notwendige Automatisierbarkeit des Bearbeitungsablaufs ist an die entscheidenden Voraussetzungen geknüpft:

- hohe Schnittgeschwindigkeiten sind bei geringem Verschleiß des Bearbeitungswerkzeuges
- maßgenaue und glatte Bearbeitungsoberflächen der Fertigungsteile
- kurzbrechende Späne mit problemloser Abfuhr und geringem Volumen

Die auf Erfüllung dieser Bedingungen zielenden metallkundlichen Maßnahmen stehen meist in direktem Widerspruch zu bestimmten physikalischen und technologischen Werkstoffkenngrößen, die Folgearbeiten, Wärmebehandlungen und die verschiedensten praktischen Beanspruchungsarten maßgeblich sindⁱ.

In **Tabelle 4.01** sind typische Automatenstähle und ihrer chemischen Zusammensetzung aufgeführt (Auszug aus DIN EN 10087)

Stahlbezeichnung		Chemische Zusammensetzung Massenanteil in %					
Kurzname	Werkstoff- nummer	C	Si max.	Mn	P max.	S	Pb
Nicht für eine Wärmebehandlung bestimmte Stähle							
11SMn30	1.0715	≤ 0,14	0,05 ²⁾	0,90 bis 1,30	0,11	0,27 bis 0,33	—
11SMnPb30	1.0718	≤ 0,14	0,05	0,90 bis 1,30	0,11	0,27 bis 0,33	0,20 bis 0,35
11SMn37	1.0736	≤ 0,14	0,05 ²⁾	1,00 bis 1,50	0,11	0,34 bis 0,40	—
11SMnPb37	1.0737	≤ 0,14	0,05	1,00 bis 1,50	0,11	0,34 bis 0,40	0,20 bis 0,35
Einsatzstähle							
10S20	1.0721	0,07 bis 0,13	0,40	0,70 bis 1,10	0,06	0,15 bis 0,25	—
10SPb20	1.0722	0,07 bis 0,13	0,40	0,70 bis 1,10	0,06	0,15 bis 0,25	0,20 bis 0,35
15SMn13	1.0725	0,12 bis 0,18	0,40	0,90 bis 1,30	0,06	0,08 bis 0,18	—
Vergütungsstähle							
35S20	1.0726	0,32 bis 0,39	0,40	0,70 bis 1,10	0,06	0,15 bis 0,25	—
35SPb20	1.0756	0,32 bis 0,39	0,40	0,70 bis 1,10	0,06	0,15 bis 0,25	0,15 bis 0,35
36SMn14	1.0764	0,32 bis 0,39	0,40	1,30 bis 1,70	0,06	0,10 bis 0,18	—
36SMnPb14	1.0765	0,32 bis 0,39	0,40	1,30 bis 1,70	0,06	0,10 bis 0,18	0,15 bis 0,35
38SMn28	1.0760	0,35 bis 0,40	0,40	1,20 bis 1,50	0,06	0,24 bis 0,33	—
38SMnPb28	1.0761	0,35 bis 0,40	0,40	1,20 bis 1,50	0,06	0,24 bis 0,33	0,15 bis 0,35
44SMn28	1.0762	0,40 bis 0,48	0,40	1,30 bis 1,70	0,06	0,24 bis 0,33	—
44SMnPb28	1.0763	0,40 bis 0,48	0,40	1,30 bis 1,70	0,06	0,24 bis 0,33	0,15 bis 0,35
46S20	1.0727	0,42 bis 0,50	0,40	0,70 bis 1,10	0,06	0,15 bis 0,25	—
46SPb20	1.0757	0,42 bis 0,50	0,40	0,70 bis 1,10	0,06	0,15 bis 0,25	0,15 bis 0,35
¹⁾ In dieser Tabelle nicht aufgeführte Elemente dürfen dem Stahl, außer zum Fertigbehandeln der Schmelze, ohne Zustimmung des Bestellers nicht absichtlich zugesetzt werden. Falls bei der Anfrage und Bestellung vereinbart, darf der Hersteller jedoch auch Elemente wie Te, Bi usw. hinzufügen, um die Bearbeitbarkeit zu verbessern. ²⁾ Falls durch metallurgische Techniken die Bildung von besonderen Oxiden gewährleistet ist, kann ein Si-Gehalt von 0,10 % bis 0,40 % vereinbart werden.							

Tab. 4.01: Chemische Zusammensetzung einiger genormter Automatenstähle (DIN EN 10087)

Die Gefügebeschaffenheit ist von entscheidender Bedeutung, und für alle Automatenstähle, typisch. Dabei ist die Anwesenheit von einer oder mehrerer Einschlussarten in geeigneter Beschaffenheit, Größe und Verteilung, die den Mechanismus von Spanbildung und -bruch, sowie gegebenenfalls auch die Kontaktreaktionen zwischen Werkzeug und ablaufenden Span, durch Schmierung und verschleißhemmende Ablagerungen auf dem Werkzeug günstig beeinflussen. Sulfideinschlüsse in erhöhter Anzahl und Größe, deren zerspannbarkeitsfördernde Wirkung um die Jahrhundertwende erkannt wurde, bilden in der Folge die Entwicklungsgrundlage der Automatenstähle.

Blei spielt bei der Erzeugung von Automatenstählen neben Schwefel als zusätzlicher oder alternativer Einschlussbildner neben Tellur oder Selen, der Vollständigkeit wegen seien auch Cer, Zirkon und Kalzium genannt, die bedeutendste Rolle. Man bringt es über seine bei Stahlschmelztemperatur gegebene Löslichkeit von rd. 0,15-0,3 % als feindispers metallische Phase in den Stahl. **Abbildung 4.01** zeigt den bei ArcelorMittal üblichen Verfahrensweg für die Erzeugung von gebleiten Automatenstahl[57],[58],[59].

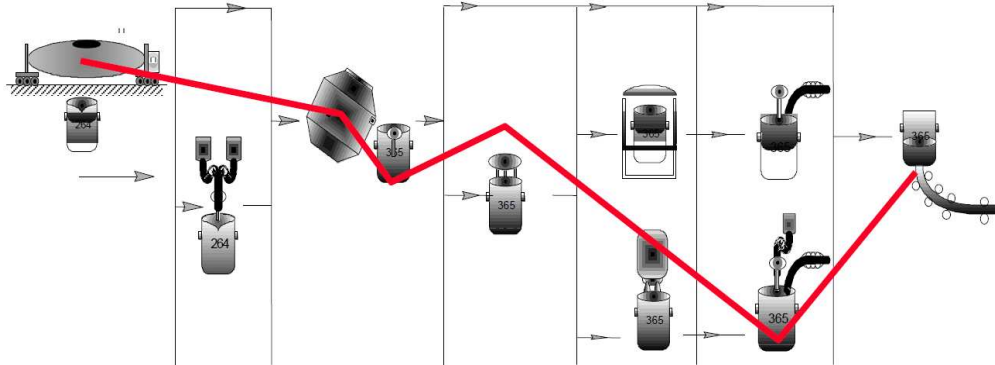


Abb. 4.01:Produktionsweg von Automatenstahl im Werk Ruhrort der ArcelorMittal GmbH

Nach dem Umfüllen des Roheisens aus der Torpedopfanne in die Roheisenchargierpfanne beginnt ohne vorherige Entschwefelung der Blasprozess. Während Abstich erfolgt die Legierungszugabe und Desoxidation der Schmelze. In der Sekundärmetallurgie erfolgt die Feinlegierung und die Einstellung der erforderlichen Sauerstoffgehalte durch Zugabe von Aluminium. Am Schluss wird das Blei mittels einer Einblaslanze feindispers in die Schmelze eingebracht. Danach wird die Schmelze entweder auf einer Vorblock- oder Knüppelgießanlage vergossen.

Abbildung 4.02 zeigt das Gussgefüge eines gebleiten Automatenstahl (11SMnPb30) bei 500facher Vergrößerung. Deutlich sind hier die Mangansulfide (grauen Phasen) zu sehen, an denen sich Blei (schwarze Phase) angelagert hat.

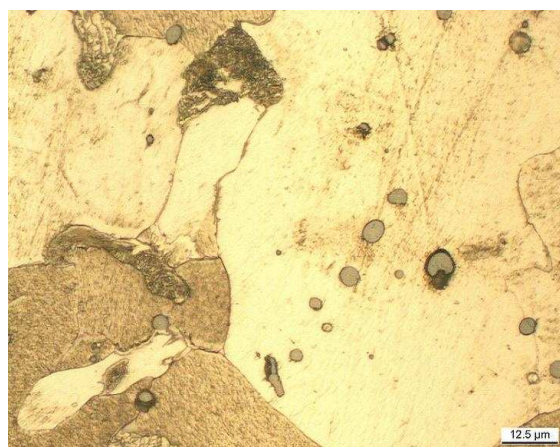


Abb. 4.02:Gussgefüge von Automatenstahl (11SMnPb30) bei 500-facher Vergrößerung

Blei hat bei Gießtemperatur von 1550 °C eine Löslichkeit von 0,37 at%. Bei 1700°C liegt die Löslichkeit bei 0,9 at%. In Festen geht die Löslichkeit gegen Null.

Abbildung 4.03 zeigt das System Eisen Blei[64].

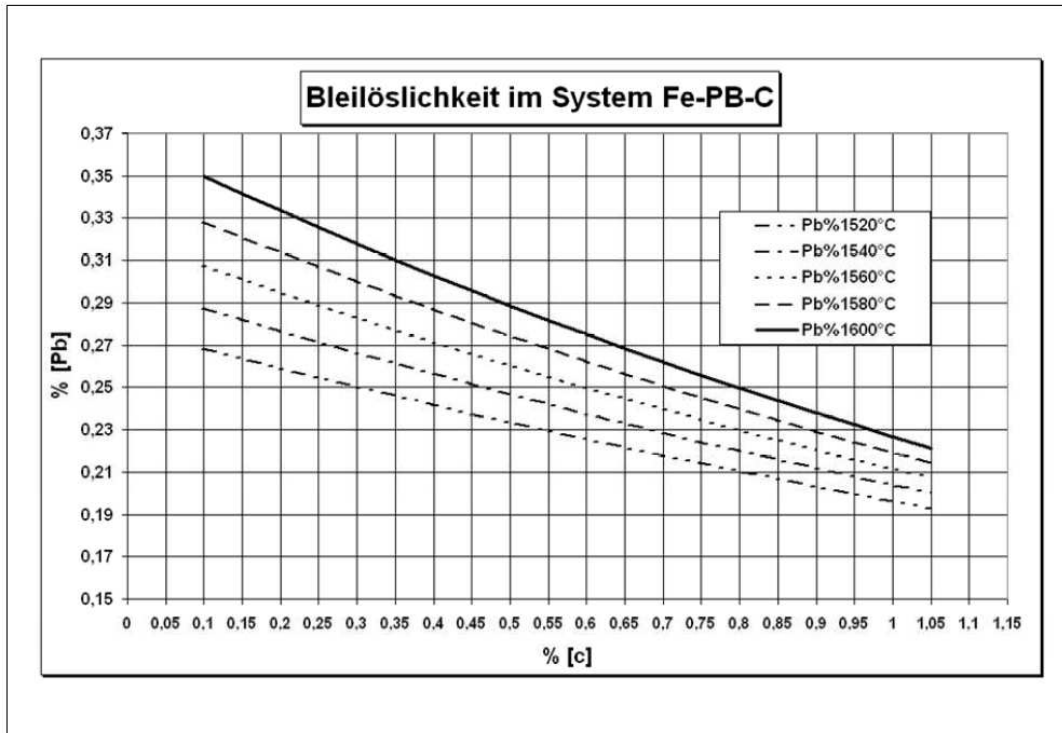


Abb. 4.03:Bleilöslichkeit[64]

Bei gegebenen Gehalten an Schwefel, muss zur Gewährleistung eines duktilen Werkstoffes, ein Mn/S-Verhältnis von mindestens größer 3, besser 3,5, eingehalten werden. Niedrigere Verhältnisse führen zu Ausscheidungen von FeS auf den Korngrenzen und damit, während Umformung, zum so genannten Rotbruch.

In dieser Arbeit waren ausschließlich die halbberuhigten Automatenstähle 11SMnPb30 und 11SMn30 Bestand der Untersuchungen.

4.3 Ergebnisse älterer Untersuchungen

Die Untersuchungen in der eigenen Metallografie zeigten, dass die Fehler oft in Verbindung mit sog. Blasen stehen, welche mit groben MnS und Phosphorseigerungen vergesellschaftet sind. Außerdem beobachtete man wellenförmige Erstarrungsabsätze, die bei Randnähe, ebenfalls zu Rissen führen. Diese sind ursächlich mit dem Kokillenrührer in Verbindung gebracht worden. Die Knüppeloberfläche war bis auf wenige Ausnahmen rissfrei. Durch Änderung der Gießparameter, wie Oszillationsbedingung, Gießpulversorte, Gießgeschwindigkeit oder Kokillengeometrie (Parabol,Convex), konnten keine reproduzierbar gute Ergebnisse erzielt werden.

Gleeble-Tests bei der Inlandforschung im Jahr 1999[65] haben die Unterschiede bezüglich der Heißzähigkeit in den Kanten von umgeblockten und gegossenen Knüppeln 130² untermauert. Dabei lagen die Brucheinschnürungen bei den direktgegossenen Knüppeln (Direkt-Strang) um die 40 % Brucheinschnürung, [Z] und bei umgeblockten Knüppeln, bei guten 60-75 % [Z] **Abb. 4.04**. Durch höhere Umformtemperaturen (1000°C) erreichten die Zähigkeitswerte beim Gleebletest für den Vorblock sogar bis zu 90 % [Z] **Abb. 4.05**. Im Jahre 2000 sind weitere Gleebletests bei Inland durchgeführt worden. Dabei sollte der Einfluss von Phosphor auf die Heißzähigkeit von im D-Strang erzeugtem Automatenstahl untersucht werden. Eine Verringerung des P-Gehaltes von 0,07 % auf 0,018 % erhöht den Wert der Brucheinschnürung von 40 % auf 60-70 % **Abb. 4.06**. Die Verbesserung der Zähigkeitswerte durch Erhöhung der Umformtemperatur zeigt **Abb. 4.07**.

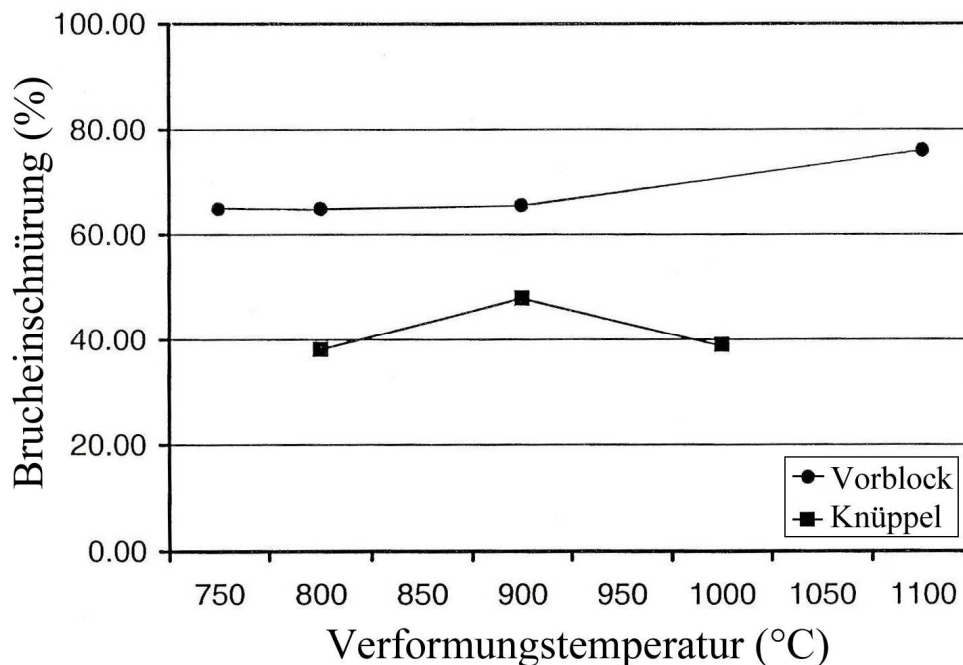


Abb.4.04:Brucheinschnürung in Abhängigkeit der Umformtemperatur für Vorblock und Knüppelgeometrie aus Automatenstahl 11SMnPb30[65]

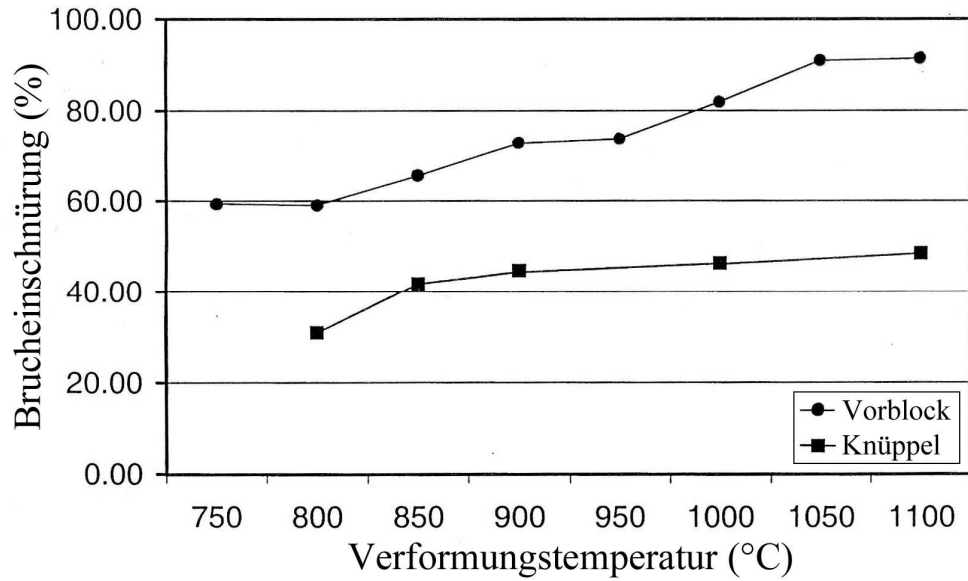


Abb. 4.05: Bruchdehnung in Abhängigkeit der Umformtemperatur für Vorblick und Knüppelgeometrie aus Automatenstahl 11SMnPb30[65]

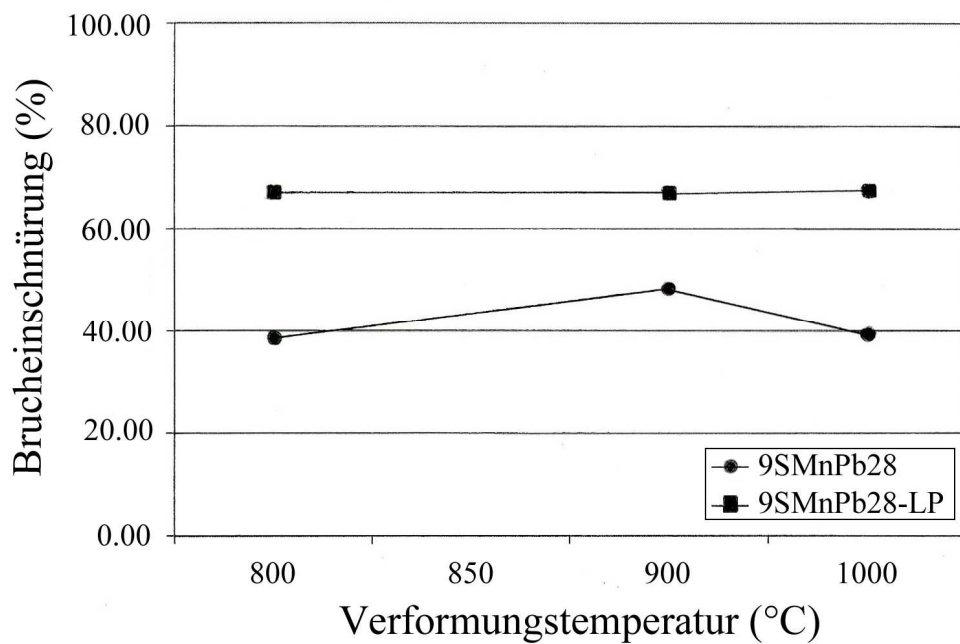


Abb. 4.06: Bruchdehnung in Abhängigkeit der Umformtemperatur für Vorblick und Knüppelgeometrie aus Automatenstahl 11SMnPb30 (low Phosphor)[65]

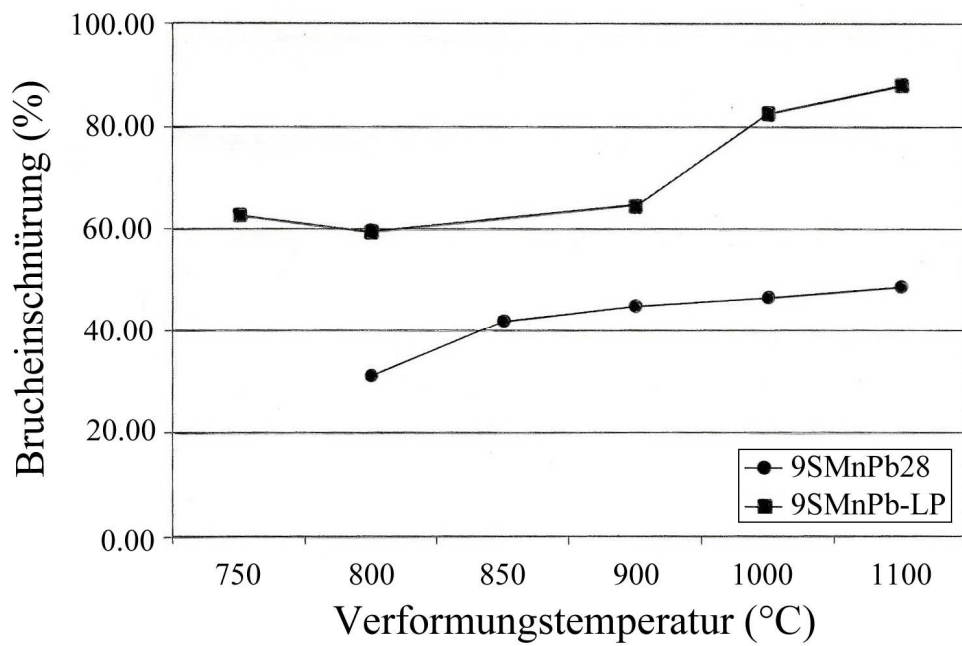


Abb. 4.07: Brucheseinschnürung in Abhängigkeit der Umformtemperatur für Vorblock und Knüppelgeometrie aus Automatenstahl 11SMnPb30 (low Phosphor)[65]

4.4 Neues Kokillenkonzzept

Das von der Firma Concast entwickelte neue Kokillenkonzzept soll die Vorteile aus zwei sehr unterschiedlichen Kokillenformaten in einer einzigen neuen Geometrie vereinen. Große Kantenradien verhindern ein zu starkes Auskühlen während der Walzung und führen dadurch zu weniger Kantenfehlern auf dem Walzdraht. Während Rundkokillen, beim Vergießen von Automatenstählen, sehr anfällig für Strangdurchbrüche bekannt waren, sorgt zum einen, die von der Convex- Technologie bekannte Trichterform, für einen sicheren Gießprozess, zum anderen wird durch gezielte Kühlstrategie im Umfang der Kokille einer Luftspaltbildung im Radiusbereich entgegengewirkt. Durch die Vereinigung beider Geometrien bei gleichzeitiger Kühlstrategie ist die Invex®-Kokille entstanden[66].

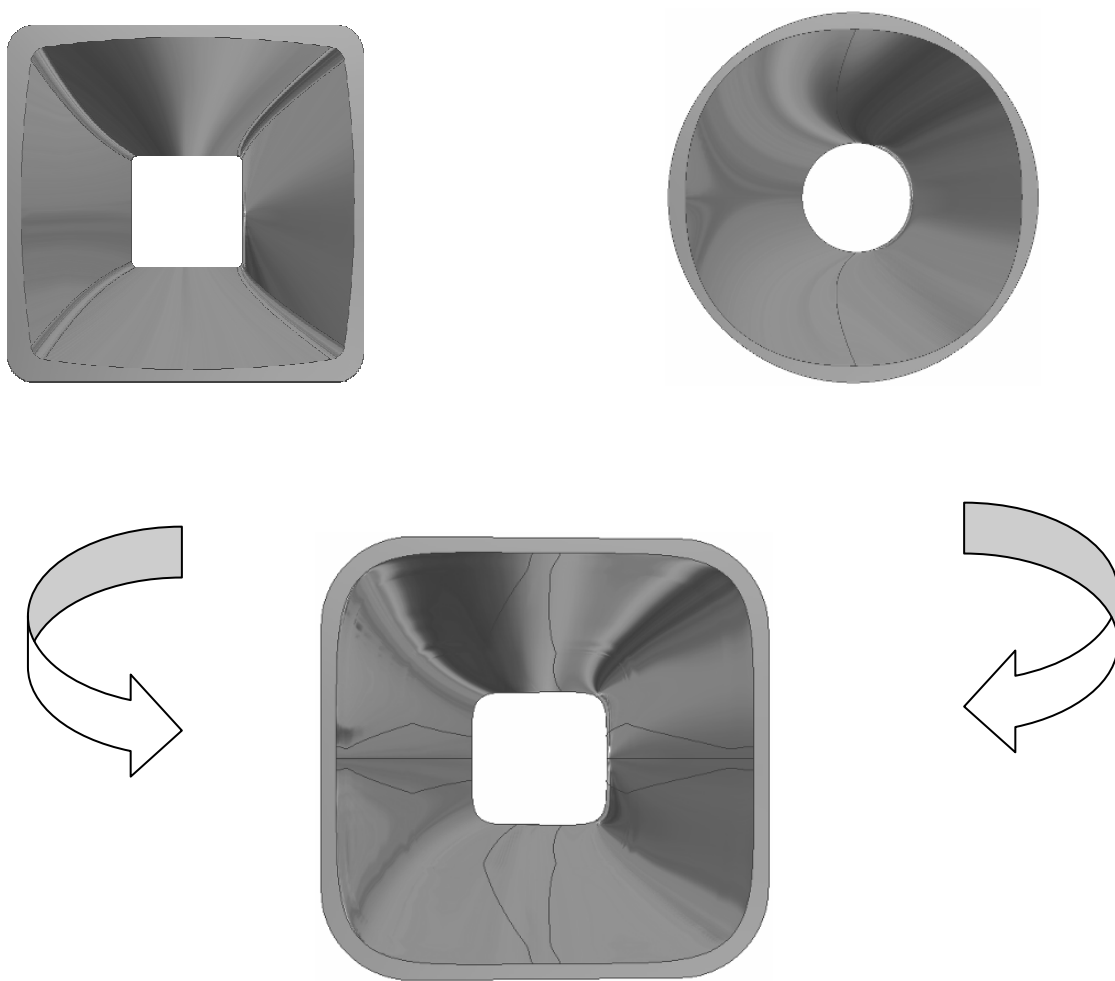


Abb. 4.08:Neues Kokillenkonzzept Invex®[66]

Das Invex®-Rohr hat eine superkreisförmige Kantenverrundung (**Abb. 4.10**), die etwa einem Kantenradius von 25 mm ähnlich ist. [66]

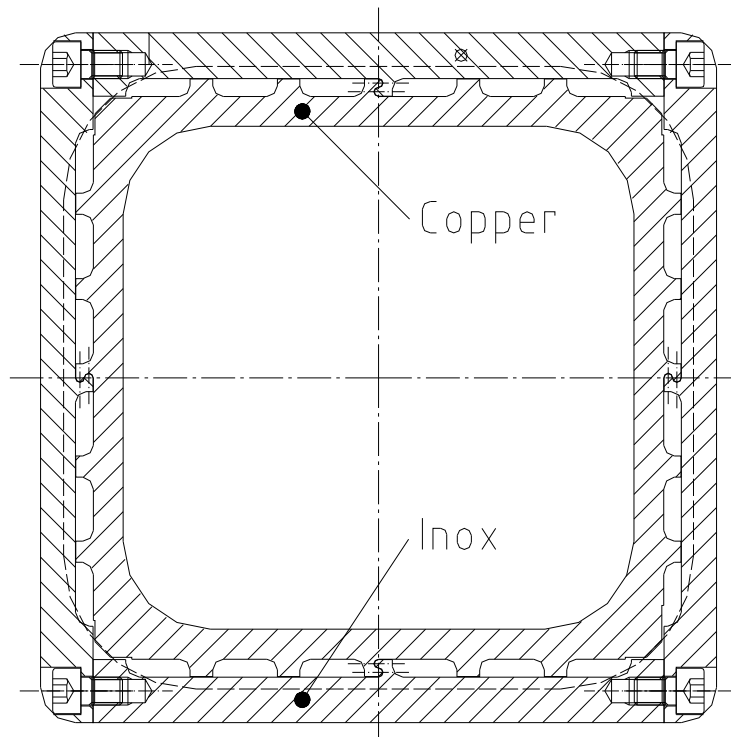


Abb. 4.09: Kupferrohr mit Stützmantel und Kühlkanälen

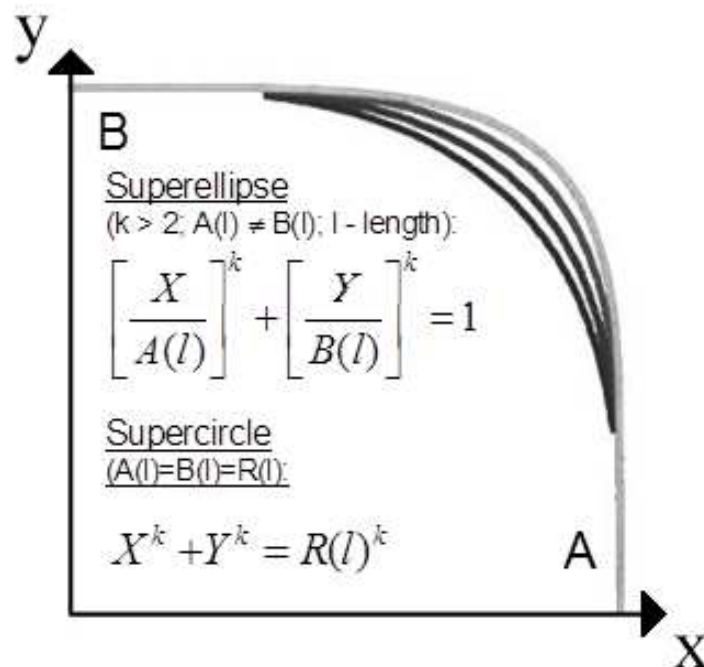


Abb. 4.10: Superellipse mathematische Beschreibung

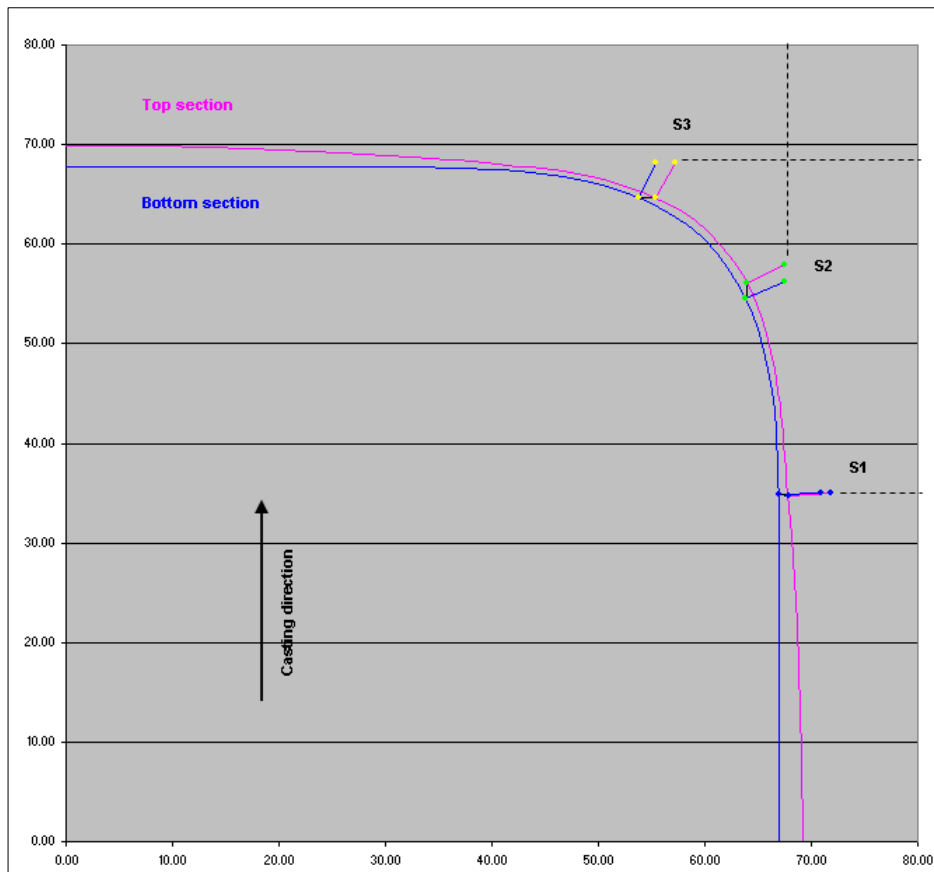


Abb. 4.11.:Eckengeometrie Invex®-Kokille Version 2

Aufgrund der größeren Kantenverrundung wurde das Knüppelformat geringfügig vergrößert, um gleiches Metergewicht der Knüppel wie bisher zu erreichen (auf 132 mm statt 130 mm Vkt.). Entsprechend der neuen Kokillengeometrie müsste der Kaltstrangkopf am Teststrang angepasst werden.

Die hochpräzise Innenbearbeitung des Kokillenrohres erfolgte bei der CONCAST eigener Fa. CONMOULD nach einem speziellen, spanabhebenden Verfahren. Die galvanische Hartchrombeschichtung der Rohre wurde ebenfalls von der Fa. CONMOULD durchgeführt. Die Kokille wurde mit 48 Stk. Temperaturfühlern bestückt, die Fühlerleitungen wurden wasserdicht durch den Kokillenflansch zum dort montierten Signalstecker geleitet.

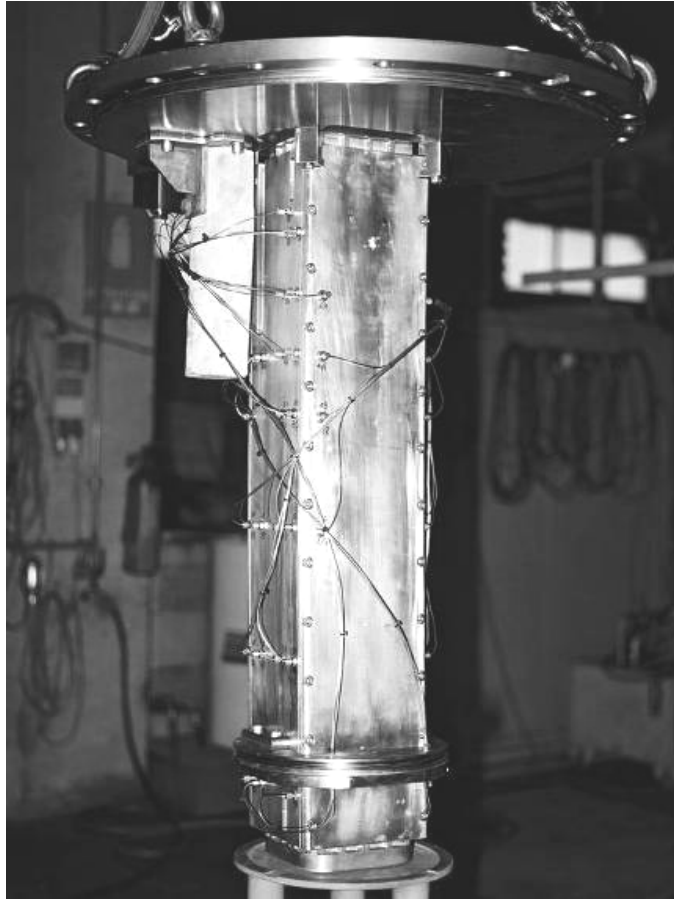


Abb. 4.12:Instrumentierte Kokille mit 48 Thermoelementen

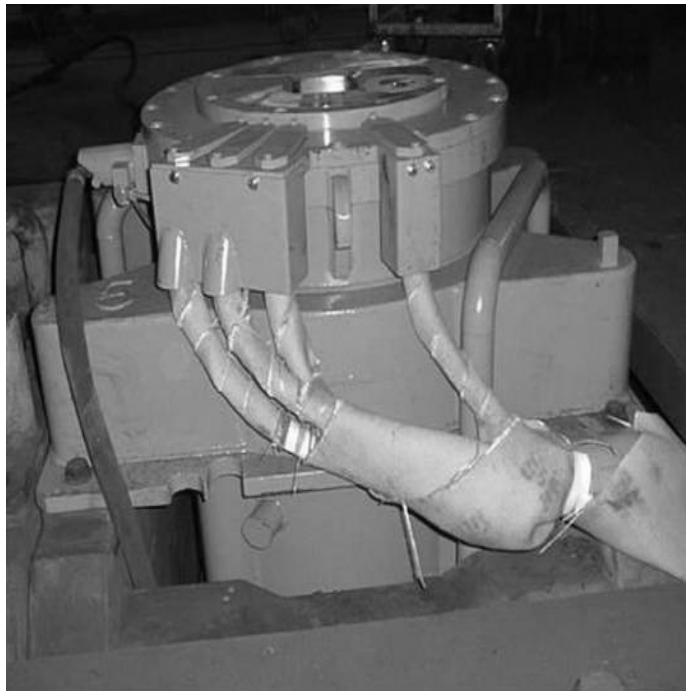
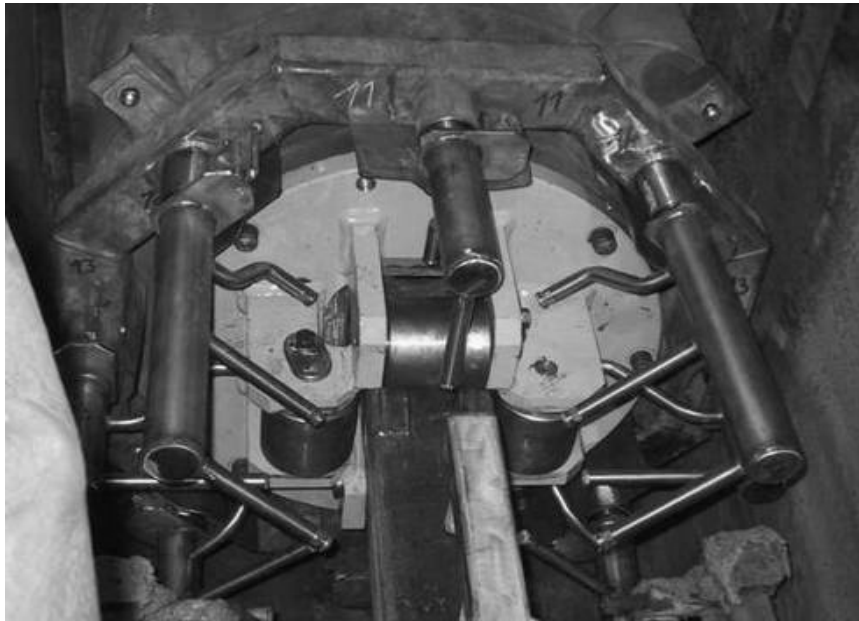


Abb.: 4.13:Kokille mit Steckverbindung eingebaut am Strang 1 der Knüppelstranggießanlage

Das neue Fussrollengerüst hatte die Aufgabe, den Strang am Kokillenausgang präzise zu zentrieren, und seine konzentrische Sprühkühlung, inkl. der abgerundeten Knüppelkanten, zu ermöglichen.



Gießrichtung

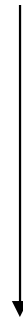


Abb. 4.14: Neues Fußgerüst mit Beaufschlagung der Kanten

4.5 Gießbetrieb Stahlwerk Ruhrort

ArcelorMittal betreibt am Standort Ruhrort neben einer 6 Strang Vorblock-Gießanlage eine 6-adrige Knüppel-Gießanlage mit 9 m Gießradius und Gießformat 130 mm Vkt.

Die Qualitätspalette umfasst folgende Stahlgüten:

- weiche Schweissdrahtgüten
- weiche Automatenstähle mit und ohne Blei
- Kalstauchgüten
- Federstähle
- harte Drahtgüten
- Stahlcord
- Kugellagerstähle

Die Anlage gießt ausschließlich in den geschlossenen Gießmodus mit SEN-Tauchrohr und Giesspulverabdeckung. Die Kokillen sind mit Kokillenrührer ausgerüstet, und, als Kokillenrohre, werden 1000 mm lange CONVEX-Rohre verwendet.

Die stranggegossenen Knüppel werden in eigener 3-adrigen Drahtstrasse im nahen Hochfeld zum Draht im Durchmesserbereich 5.5-21 mm verwalzt. Die Oberflächenqualität wird im Drahtwalzwerk mittels einer automatischen Heißdrahtprüfung bewertet.

4.6 Automatische Heißdrahtprüfung

Die Heißdrahtprüfung arbeitet mit Standardwirbelstromprüfgeräten, die bereits in einer großen Anwendungsbandbreite zur zerstörungsfreien Werkstoffprüfung in der Produktion von metallischen Halbzeugen (Rohre, Stangen, Drähte) eingesetzt werden. Die Wirbelstromprüfung bietet gegenüber anderen Verfahren den Vorteil, dass sie kontaktlos arbeitet, und auch bei hohen Prüfgeschwindigkeiten eingesetzt werden kann. Die Prüfanlage besteht pro Ader aus dem wassergekühlten Prüfspulensystem, der Wirbelstromelektronik und dem Prüfrechner mit digitaler Signalverarbeitung[67].

Abb. 4.15. zeigt die Einbausituation der Prüfeinrichtung zwischen Fertigblock und Kühlstrecke einer Ader im Walzwerk Hochfeld.

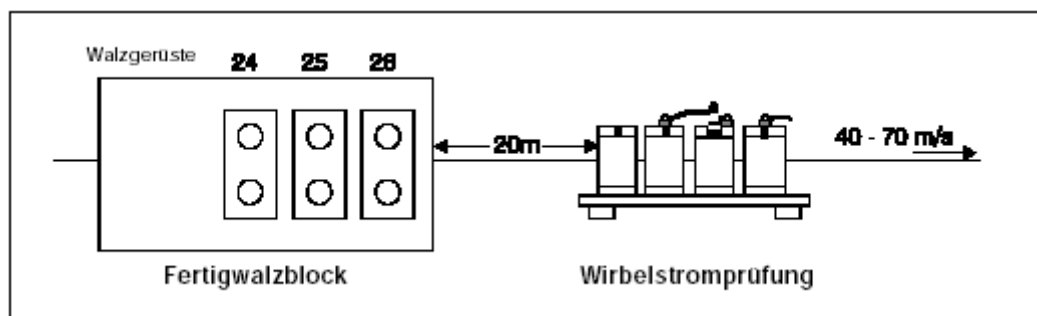
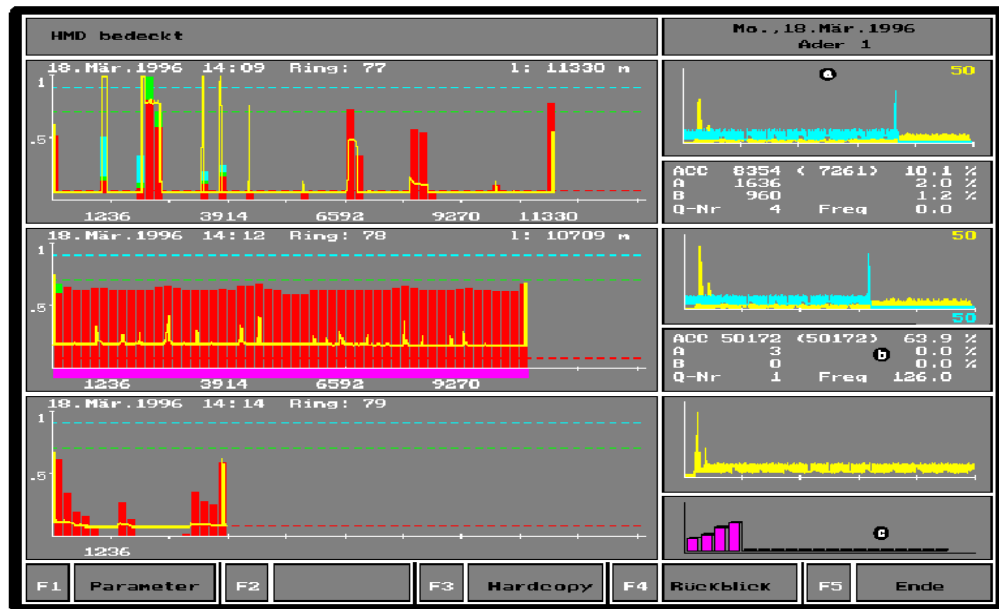


Abb. 4.15: Installation der Prüfspule zwischen Fertigblock und Kühlstrecke einer Ader[67]

Die Amplitude des Prüfsignals, die ein gewisses Maß für die Tiefe und Ausdehnung des Fehlers darstellt, wird mit 3 einstellbaren Schwellen (A, B, und ACC) ausgewertet.

Abb. 4.16 zeigt eine typische Fehlerauswertung eines Drahringes durch den Prüfrechner.



Schlüssel



AKK-Fehler (rot)



A-Fehler (grün)



B-Fehler (blau)

Jeder Balken repräsentiert eine Sektion des Ringes, z.B. 100 m. Er gibt den Prozentsatz fehlerhafter Segmente in der Sektion an.



Der rosa Streifen unter dem Signal weist darauf hin, dass die Software einen periodischen Fehler entdeckt hat. Dessen Frequenz wird rechts angegeben.



Überschreitet das Signal diese Schwelle (rot), so enthält die Sektion AKK-Fehler.



Überschreitet das Signal diese Schwelle (grün), so enthält die Sektion A-Fehler.



Überschreitet das Signal diese Schwelle (blau), so enthält die Sektion B-Fehler.



Das Fehlersignal (gelb)

Abb. 4.16:Typische Auswertung des Prüfrechners eines Drahringes bei IWHG [67]

Zur Registrierung der Fehler wird das Walzgut in ca. 50 Sektionen unterteilt, deren Länge (10-300 m) das Auswerteprogramm automatisch, anhand der Ringlänge, festlegt. Die auftretenden Fehler der Kategorien A, B und ACC (AKK) werden pro Sektion mit einer Auflösung von ca. 10 cm gezählt und mit festgelegten Maximalwerten verglichen. Aus dem Ergebnis wird anhand einer veränderbaren Wahrheitstabelle eine Qualitätszahl für die Sektion berechnet.

Abb. 4.17 zeigt einen schalenartigen Fehlerbefall, so, wie er häufig, beim bleilegierten Automatenstahl gefunden werden kann.

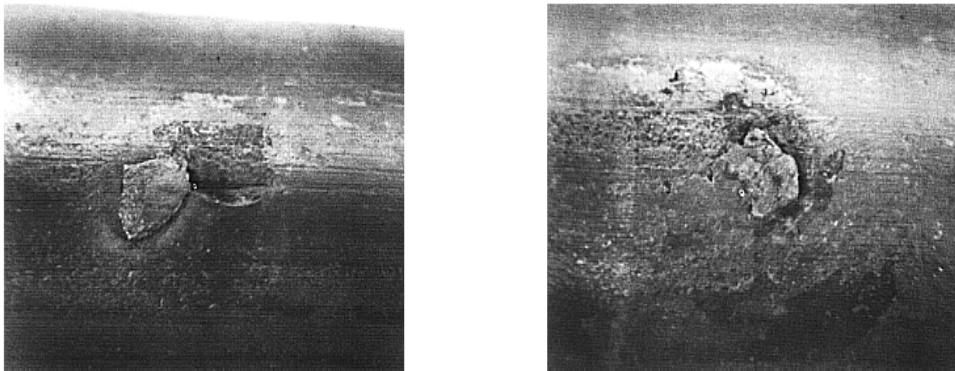


Abb. 4.17:Schalenartiger Fehlerbefall auf dem Walzdraht [67]

Für diesen Fehler gibt die Heißdrahtprüfeinrichtung die in **Abb. 4.16** gezeigte stochastische Auswertung aus. [67]

4.7 Instrumentierte Kokille

In **Abb. 4.19** ist die Anordnung der Thermoelemente in der Kokille, 4 mm von der Heißseite, schematisch aufgezeichnet. Da nicht mehr als 48 Kanle zur Verfügung standen, ergab sich die unten abgebildete Anordnung der Thermoelemente, um möglichst viele Bereiche der Kokille zu messen.

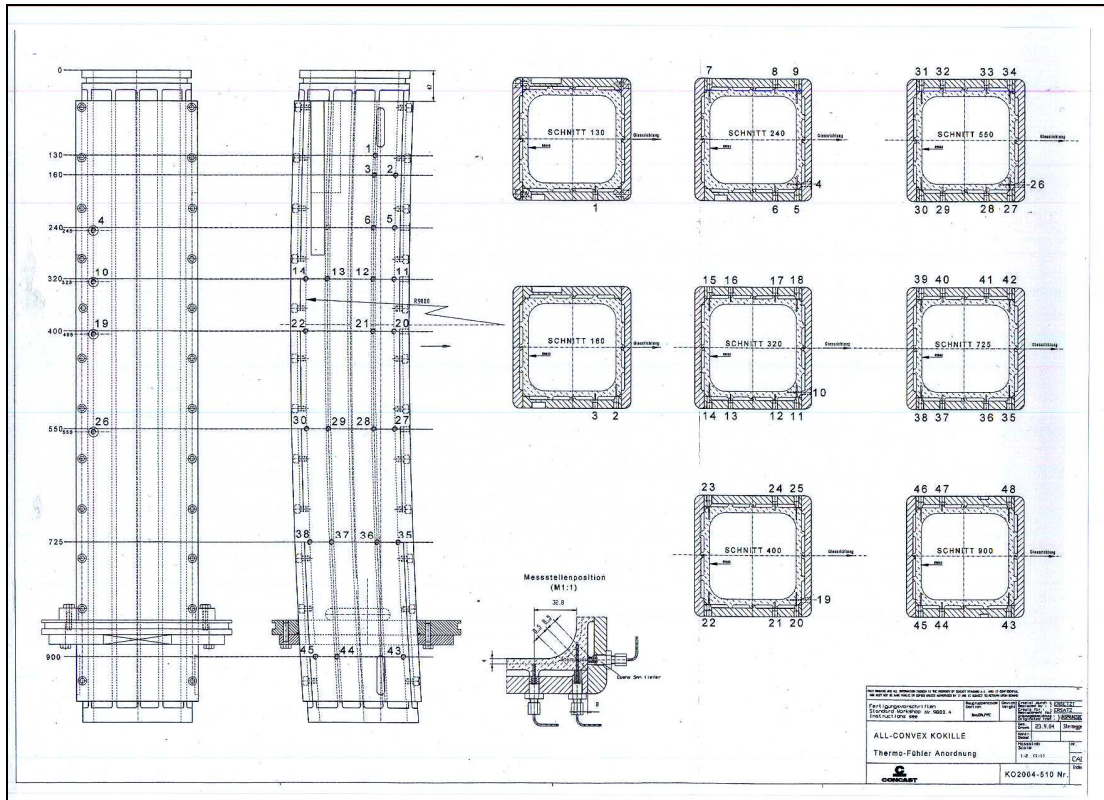


Abb. 4.19: Schema der Kokilleninstrumentierung

4.8 Erste Testphase mit Invex®-Kokille Version 1

Für die erste Testphase (15.09-24.11.2004) wurde eine der vorhandenen Kokillen auf Invex®-Konzept umgebaut. Beibehalten wurde lediglich das Kokillengehäuse mit EM-Rührer und die radioaktive Giesspiegel-Messanordnung. Eingebaut wurden das neue Invex®-Kokillenrohr mit integriertem Wasserleit- und Stützmantel, neuer Kokillenflansche und geänderten Fussrollengerüst.

Als Kokillengeometrie wurde die in **Abb. 4.20** gezeigte Version gewählt. Diese Geometrie lehnt sich an die Standardkokille an, ist aber natürlich mit dem größeren Kantenradius in oben genannter Lamee-Ellipse ausgeführt.

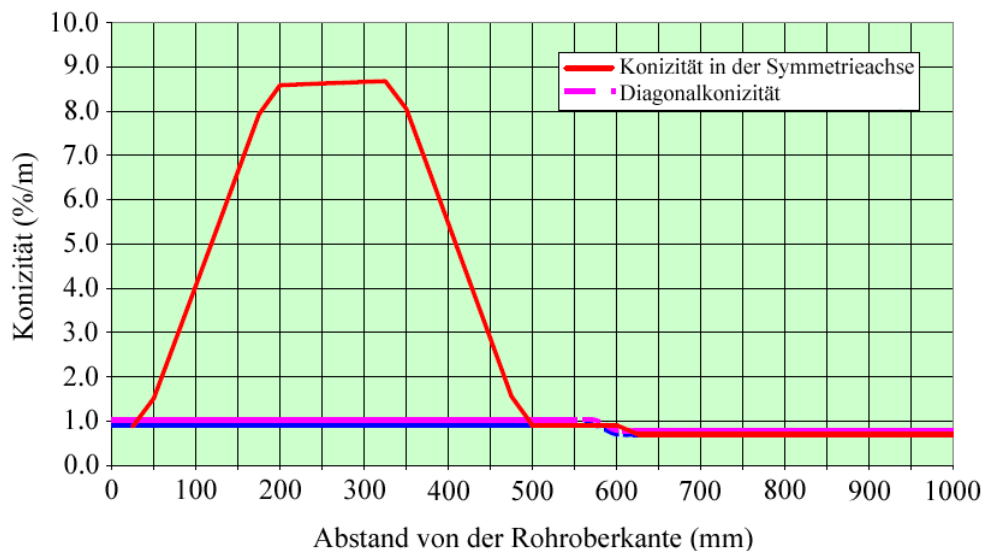


Abb.4.20:Invex®-Kokillenrohr Version 1 (Zentrumskonizität und Konizität neben den Ecken)

Die rote Linie beschreibt den Konizitätsverlauf in der Mitte der Seitenfläche entlang des 1000 mm langen chrombeschichteten Kupferrohres. Der starke Anstieg der Konizität im oberen Bereich (Einguss) ist das Markenzeichen der Invex®-Technologie, der so genannte Bauch, wobei der Konus im Eckenbereich der Grundkonizität folgt und, je nach Anforderung, an das Gussprodukt linear, doppelt, mehrfach oder parabolisch sein kann. Diese trichterförmige Geometrie führt dazu, dass der Stahl während der Abkühlung und Erstarrung mit der Gießgeschwindigkeit aus dem Bauch in die Kanten geschoben wird. Dies verhindert ein Abheben der Strangschale in den Kanten und ermöglicht so einen höheren Wärmetransport im kritischen Eckenbereich.

Die Invex®-Version 1 hat in der Kante eine Konizität von 1 %/m bis in die Tiefe von 550 mm und von dort bis Ende 0,8 %/m. Der Bauch endet bei 500 mm ab Oberkante Kokillenrohr.

Als Kriterium der Oberflächenqualität der Direktstrangküppel wird die Heißdrahtprüfung der Walzstrasse herangezogen. Diese prüft mittels Wirbelstromverfahren der Walzdraht nach dem Fertigblock auf Querfehler, die, mit einigen Ausnahmen, dem Stranggussprodukt zugeordnet werden.

Der Einsatz der Invex®-Kokille (Version 1) verlief aus Sicht der Qualität und Produktivität der vergossenen Stahlgüten im Vergleich mit den Standardsträngen positiv, als dass die Oberflächenqualität im Walzwerk, mit einer Ausnahme, gleichgut oder besser war.

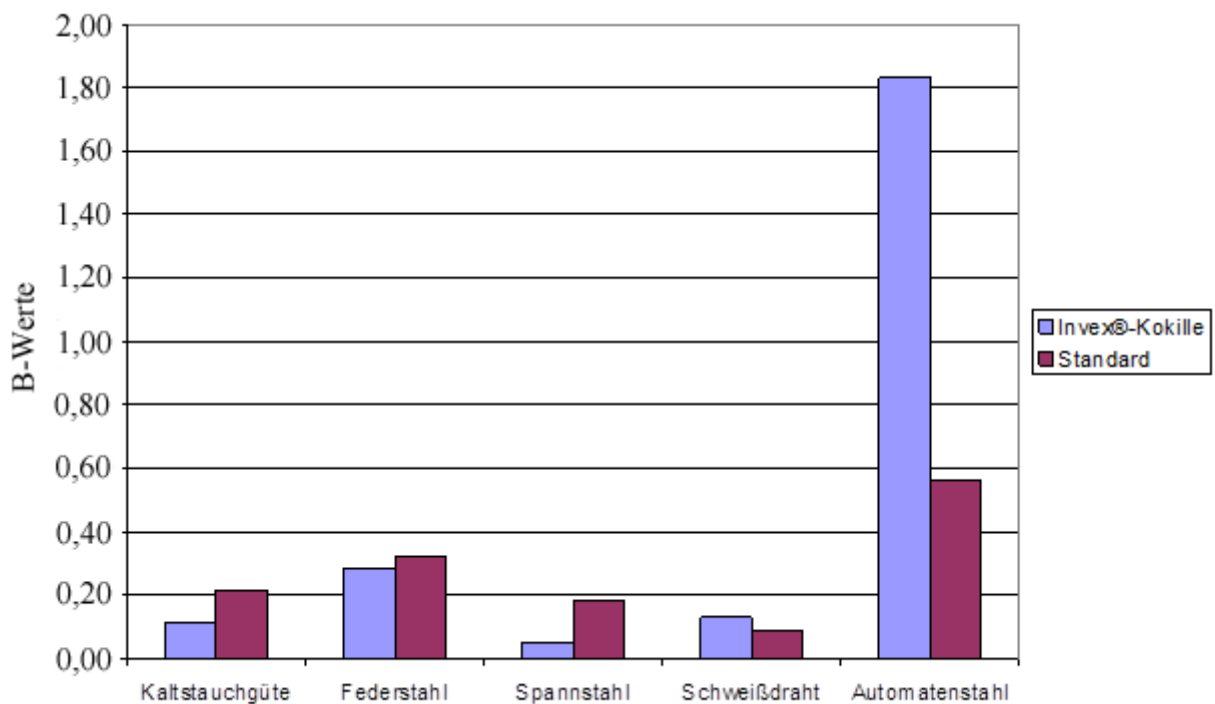


Abb.4.21: Oberflächenergebnisse des Walzdrahtes verschiedener Qualitäten für Invex®-Kokille (Version 1) im Vergleich zur Standardkokille

Große Verwunderung lösten die Oberflächenergebnisse beim gebleiten Automatenstahl aus, da diese deutlich schlechter als die Vergleichsstränge waren. Während die Standardknüppel bei etwa 8 % Ausfall lagen, lag der Ausfall bei Allkonvex-Knüppeln bei z.T. über 25 %.

Die Umstellung der Kokillen im Werk Ruhrort kann aber nur dann auf Allkonvex erfolgen, wenn insbesondere eine Verbesserung der Oberflächenqualität beim Automatenstahl erzielt wird.

Die hypo- bzw. hyperperitektischen Qualitäten sind in Bezug auf die Heißdrahtergebnisse gut oder besser, was auch anhand der Beizscheiben deutlich wird. Die Abdrücke der Invex®-Knüppel zeigen eine deutlich regulärere Erstarrungsstruktur, ohne Innenfehler, als die Vergleichsknüppel aus Standardherzeugung.

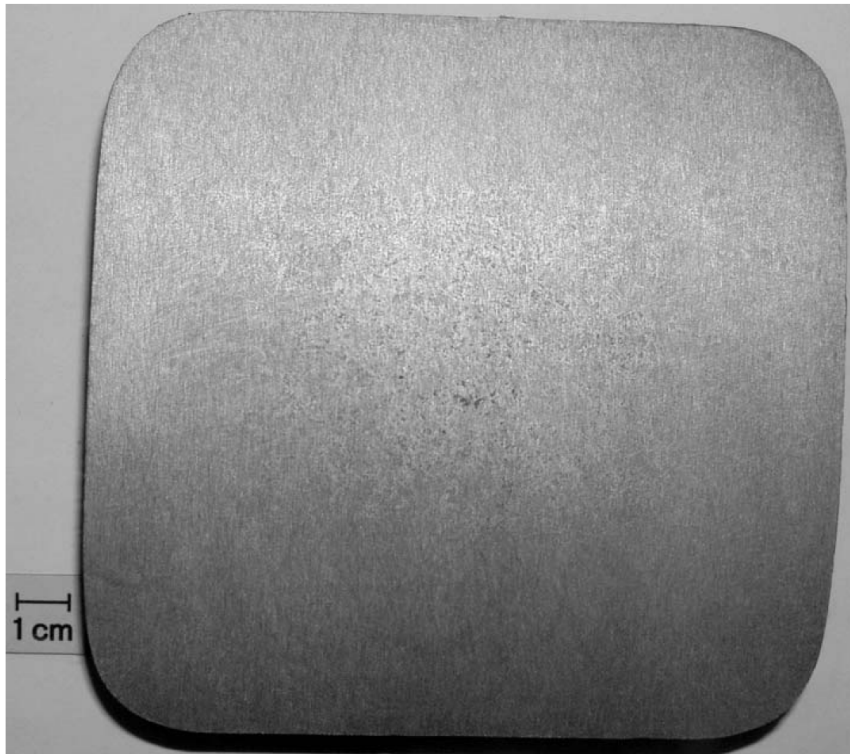


Abb.4.22:Beizscheibe Invex®- Kokille Stahlsorte 19MnB4[68]

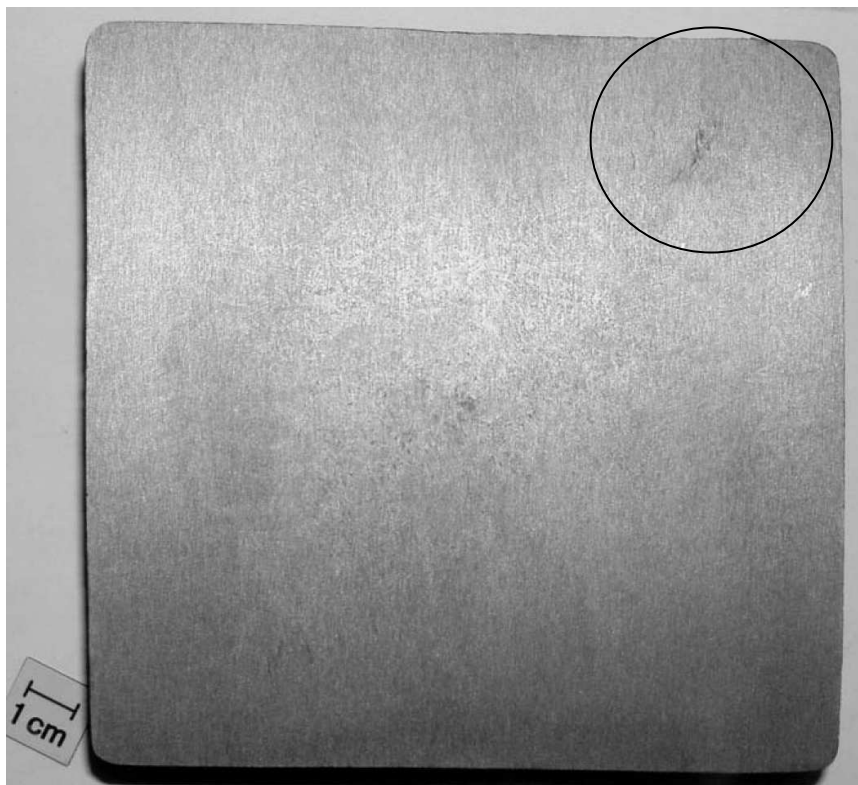


Abb. 4.23:Beizscheibe Stahlsorte19MnB4 Standardkokille[68]



Abb. 4.24:Beizscheibe Invex®-Kokille Stahlsorte D-65 C[69]

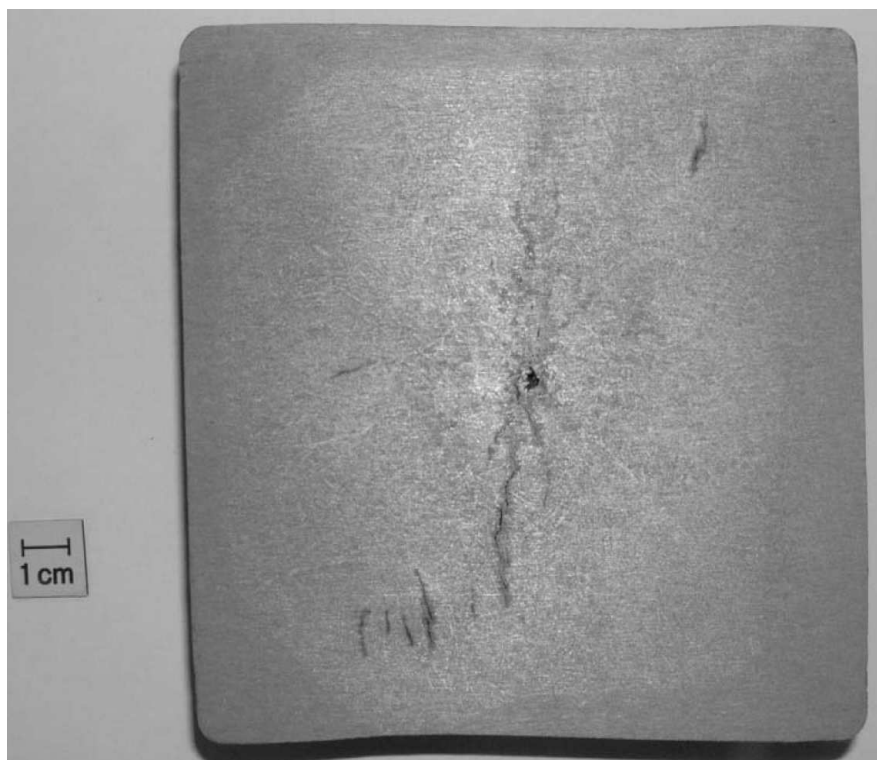


Abb. 4.25:Beizscheibe Standardkokille Stahlsorte D-65 C[69]

In **Abb.4.26 und 4.27** sind Baumannabdrücke von gebleiten Automatenstahl der Invex®-und Standardkokille gezeigt. Bei beiden Scheiben sind kurz unterhalb der Oberfläche wellenförmige Erstarrungsabsätze zu sehen.

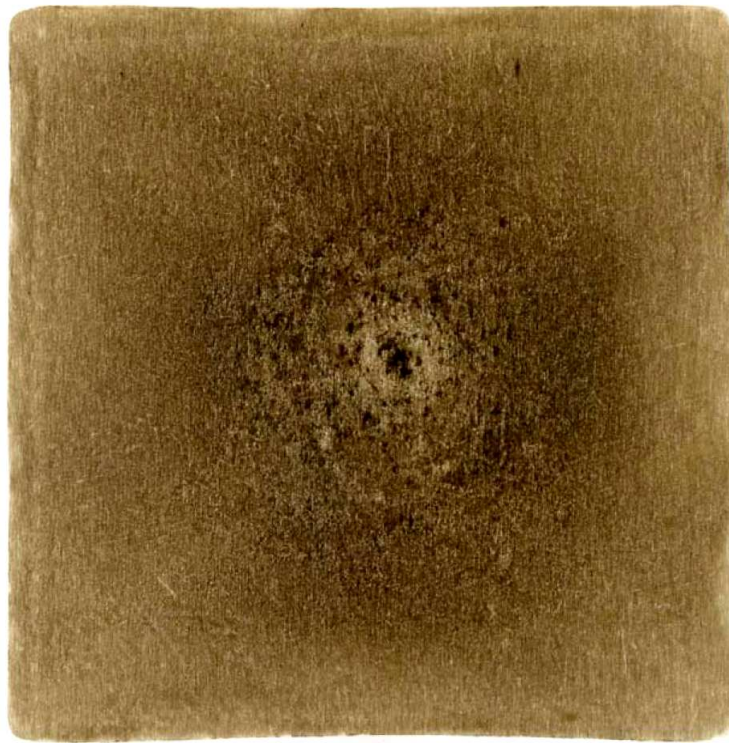


Abb. 4.26: Baumannabdruck 11SMnPb36 mit Standardkokille[70]

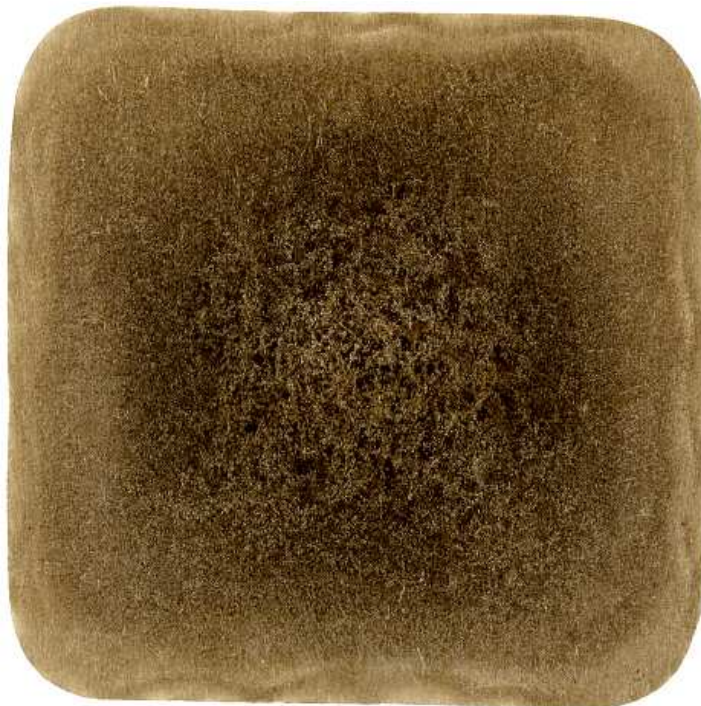


Abb. 4.27: Baumannabdruck 11SMnPb36 mit Invex®-Kokille[70]

Als Erstarrungslinie bezeichnet man die im Baumannabdruck erkennbare Linie unterhalb der Strangschale, siehe **Abb. 4.26 und 4.27**. Diese ist als solche zu erkennen, weil offenbar die Primärstruktur während des Erstarrungsvorganges innerhalb der Kokille eine Änderung im Betrag der Wärmeabfuhr an dieser Stelle erfahren hat. Das kann eine schlagartige Änderung der Erstarrungsmorphologie, oder aber, durch Wiederaufschmelzen der bereits erstarrten Strangschale, sein. Welchen Einfluss diese Morphologie auf die Oberflächenqualität des Walzdrahtes hat, konnte zu diesem Zeitpunkt noch nicht geklärt werden, soll im Verlauf dieser Arbeit aber Gegenstand der Untersuchungen werden.

4.9 Auswertung der Temperaturaufzeichnungen Invex®-Kokille

Version 1

Aufgrund der negativen Ergebnisse beim bleilegierten Automatenstahl wurde für alle weiteren Untersuchungen der Schwerpunkt auf diese Stahlmarke beschränkt. Dazu wurden 45 Schmelzen der Qualität 11SMnPb30 ausgewertet, welche im Zeitraum vom September 2004 bis Juni 2005 auf der Knüppelstranggießanlage vergossen wurden.

Die integrale Wärmeabfuhr gibt den insgesamt durch die Kokille an das Kühlwasser abgegebenen Wärmestrom an, und wird aus der Temperaturdifferenz des Kokillenkühlwassers, zwischen Ein- und Auslauf, ermittelt. Die lokale Wärmeabfuhr stellt die Wärmestromdichte an verschiedenen Stellen der Kokille dar. Sie wird in dieser Arbeit, anhand Temperaturmessungen mittels Thermoelementen, 4 mm unterhalb der Heißeite der Kokille qualitativ betrachtet. Eine direkte Messung der Wärmeabfuhr benötigt zwei Thermoelemente in Wärmestromrichtung. Für diese Untersuchung wurde auf das zweite Thermoelement an jedem Messpunkt verzichtet, um möglichst viele Stellen innerhalb der Kokille im Umfang und über die Kokilllänge zu messen. In dieser Untersuchung soll auch nicht der Wärmestrom direkt gemessen werden, vielmehr wird versucht, aus den Temperaturen, direkt unterhalb der Heißeite der Kokille, eine qualitative Einschätzung der lokalen Wärmeströmedichte, und, somit Rückschlüsse, auf eine optimale Kokillengeometrie zu bekommen.

4.9.1 Einfluss der Gießgeschwindigkeit

Wird die Gießgeschwindigkeit um 0,5 m/min erhöht, steigt die Temperaturdifferenz des Kokillenkühlwassers um wenige Zehntel Grad Celcius an und die Verläufe der lokalen Temperaturen werden um 5 bis 10 °C parallel nach oben verschoben. Die Temperaturerhöhung betrifft alle Bereiche der Kokille gleichermaßen.

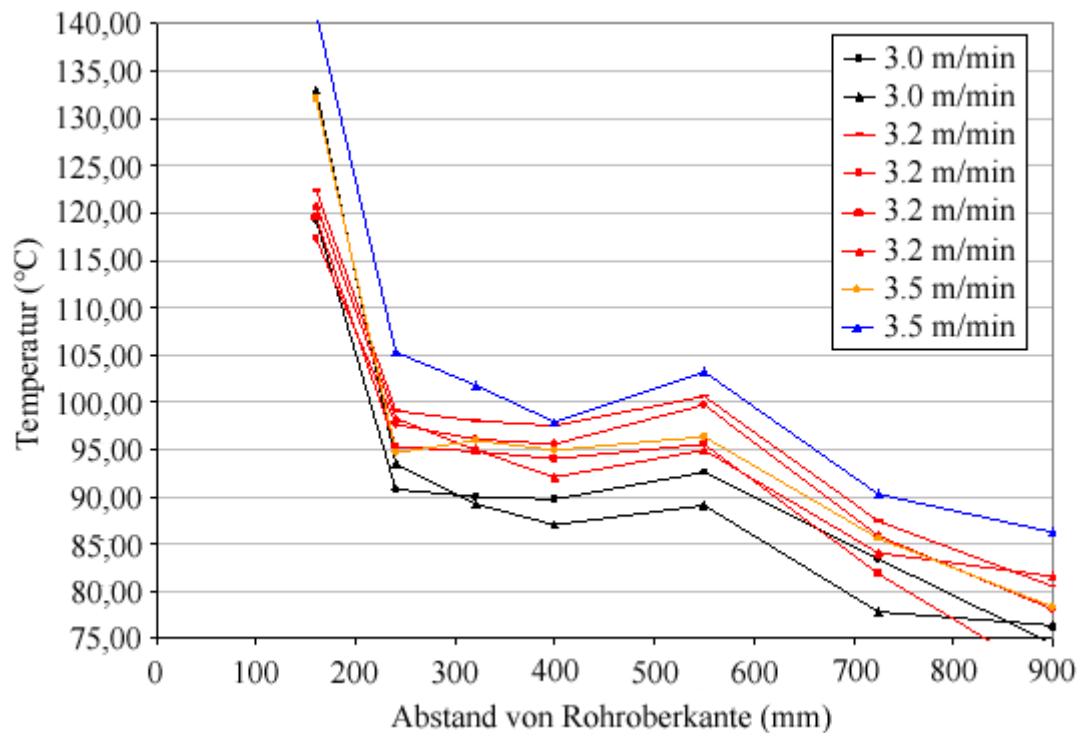


Abb. 4.28: Abhängigkeit der Temperaturverteilung entlang der Invexkokille® von der Gießgeschwindigkeit

4.9.2 Einfluss der Überhitzung

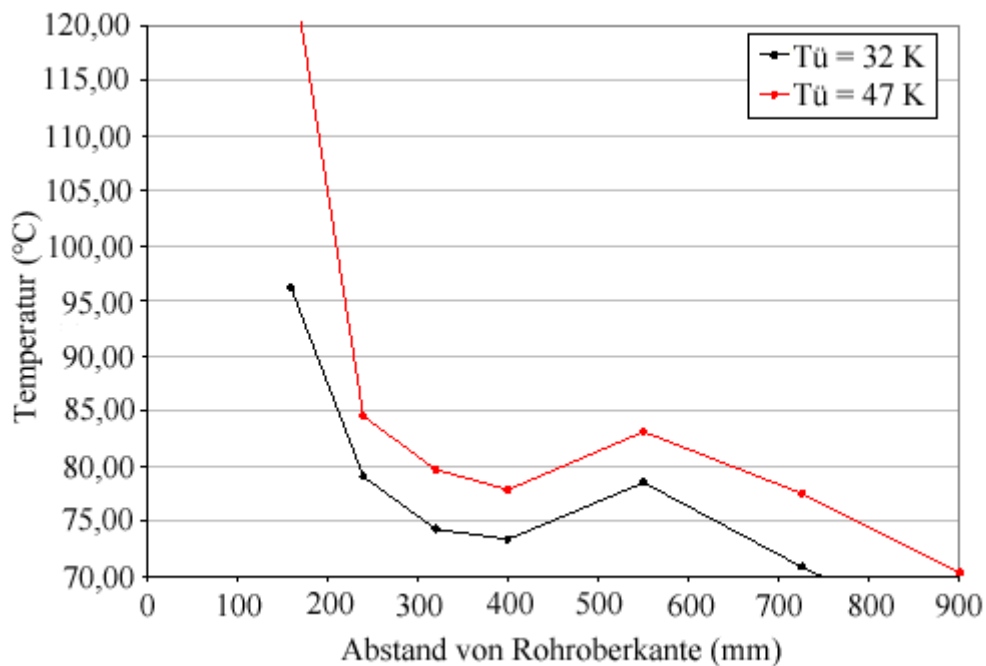


Abb. 4.29: Abhängigkeit der Temperaturverteilung im Eckenbereich entlang der Inverex®-Kokille (Version 1) von der Gießtemperatur

4.9.3 Volumenstrom des Kokillenkühlwassers

Eine Steigerung von 1600 auf 2000 l/min wirkt sich nicht auf die lokale Wärmeabfuhr aus. Die Temperaturdifferenz des Kokillenkühlwassers wird um 1 °C abgesenkt, die integrale Wärmeabfuhr bleibt schätzungsweise unverändert. Die Unterschiede liegen im Bereich der Messwertstreuung. Vermutlich hat die Wassergeschwindigkeit bereits bei 1600 l/min einen Grenzwert überschritten, oberhalb dessen sich die Wärmeabfuhr durch Steigerung der Kokillenkühlwassermengen nicht weiter erhöhen lässt.

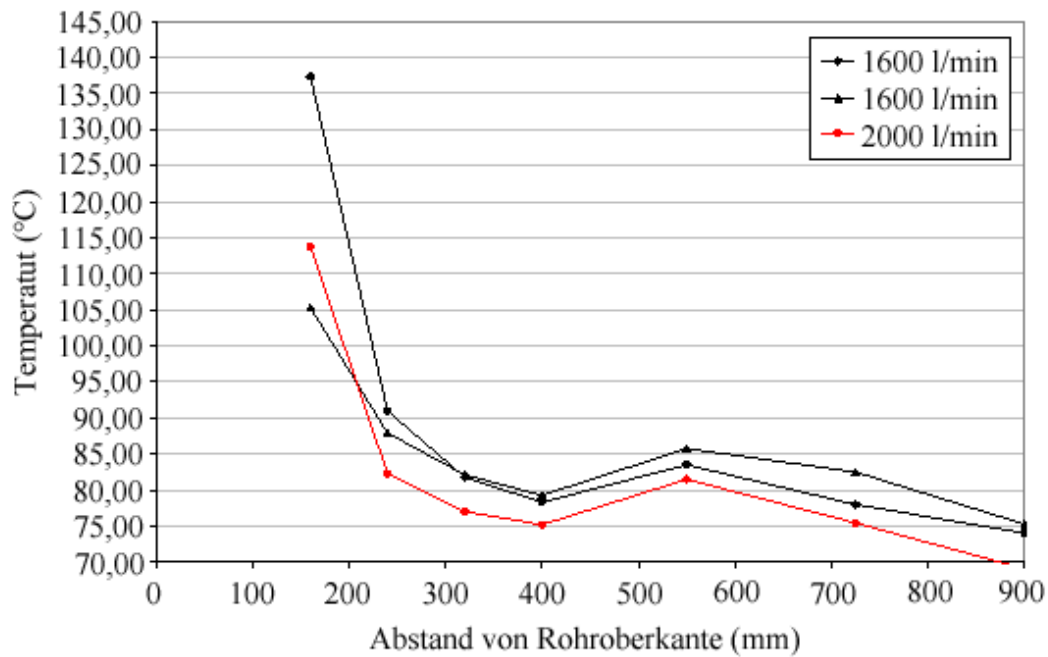


Abb. 4.30: Abhängigkeit der Temperaturverteilung über die Kokillenlänge im Eckenbereich der Invex®-Kokille Version V1 von der Kokillenwassermenge

4.9.4 Gießpulversorte

Für Kokillen der Geometrie V1 erhöht basisches Gießpulver ($\text{CaO/SiO}_2=0,9$) die integrale und lokale Wärmeabfuhr. Die Temperaturdifferenz des Kokillenkühlwassers ist um etwa $1\text{ }^{\circ}\text{C}$ höher als bei saurem Pulver ($\text{CaO/SiO}_2=0,7$). Die Verläufe der lokalen Temperaturen liegen höher, insbesondere in den Ecken und dort, vor allem im mittleren Kokillenbereich, wo die Temperaturen um ca. $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ erhöht sind. **Abb.4.31** zeigt diesen Zusammenhang.

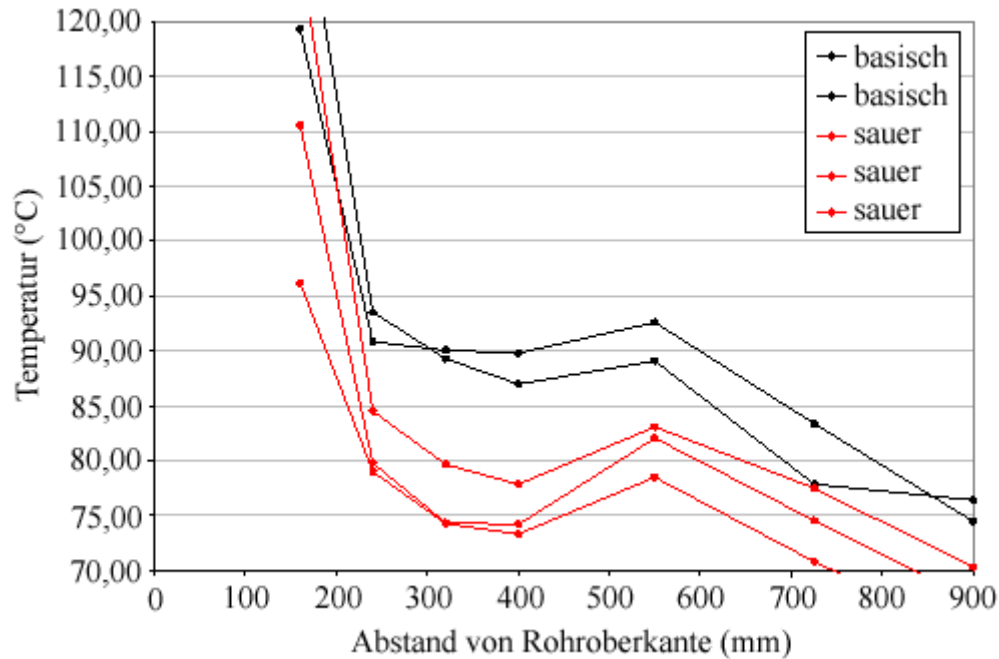


Abb. 4.31: Abhängigkeit der Temperaturverteilung entlang der Kokillenlänge im Eckenbereich der Invex®-Kokille Version 1 in Abhängigkeit der Basizität des Gießpulvers

Für den bleilegierten Automatenstahl ist die lokale Wärmeabfuhr für Ecken- und Flächenbereiche in **Abb.4.32** dargestellt. Grundsätzlich sollte die Verteilung der lokalen Wärmeabfuhr über den Umfang einer Kokille, also in jeder Ebene in Z-Richtung, gleich sein. Dieser Zustand ist aber aufgrund der Geometrie einer Kokille und des Schrumpfungsverhalten des Stahls als Ideal zu bezeichnen. Vielmehr sollten die Differenzen der lokalen Wärmestromdichten von Ecken- und Flächenbereichen in jeder Ebene der Kokille ein Minimum annehmen.

$$\Delta q_{(opt)} = q_{(Fläche)} - q_{(Ecke)} \Leftrightarrow \text{Minimum} \quad (4.1)$$

Bei Verwendung der Gleichung 2.4 für die Wärmestromdichte einer Rohrkokille und der Annahme, dass alle Variablen in dieser Gleichung, also Wärmewiderstände und T_{sch} , für Ecken- und Kantenbereiche, gleich oder sich nur marginal voneinander unterscheiden, kann zur Beurteilung der Wärmestromdichte die Temperatur T_{kok} herangezogen werden. In diesem Versuchsaufbau ist das die Temperatur 4 mm unterhalb der Kokilleninnenseite.

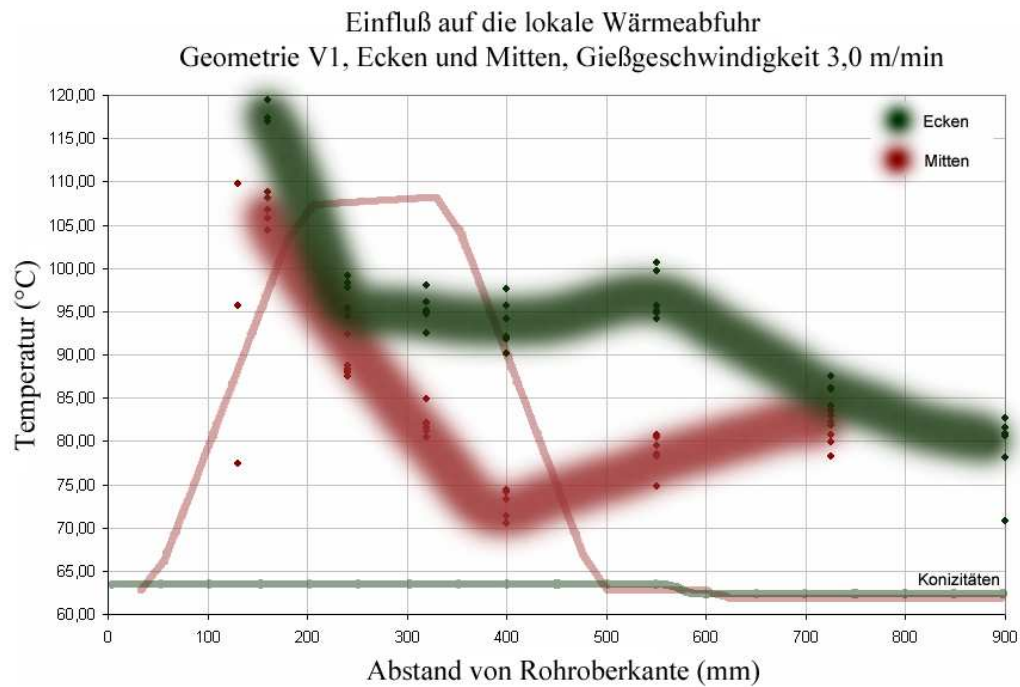


Abb. 4.32: Temperaturprofil Invox®-Kokille bei 11SMnPb30 (Version 1)

Für die Invox®-Version 1 sind die Temperaturunterschiede über die Kokillenlänge (Z-Richtung) im Bereich 400 -550 mm unterhalb des Eingusses beim Vergießen von Automatenstahl mit Blei am größten.
Der Unterschied der Temperaturen unterhalb der Kokilleninnenseite (-4mm) beträgt dort gemittelt 20 K.

4.10 Zweite Testphase mit Invex®-Kokille Version 2

Die zweite Testphase (24.11. - 09.12.2004) wurde aufgrund der Ergebnisse der ersten Testphase mit einer geänderten Kokillengeometrie durchgeführt. Die Geometrie der Version 2 ist in **Abb. 4.33** dargestellt.

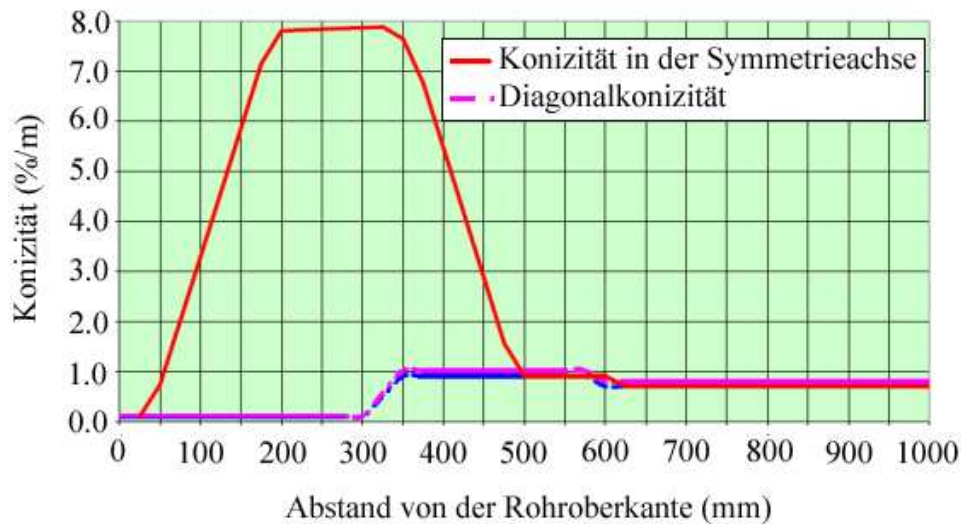


Abb. 4.33: Invex®-Kokillenrohr (Version 2)

Wie in **Abb. 4.33** zu erkennen ist, wurde die lineare Konizität in der Kante vom Einguss bis 450 mm unterhalb im Vergleich zu Version 1 von 1 %/m auf 1,2 %/m erhöht. Gleichzeitig wurde der Bauch verkleinert. Ab 450 mm bis Ausgang Kokillenrohr verläuft der Konus in der Fläche, sowie in der Kante parabolisch, wobei der Kantenkonus etwa 0,2 %/m höher ist. Hierdurch sollte eine höhere lokale Wärmeabfuhr in den Ecken erzielt werden.

Abb. 4.34 zeigt die Temperaturen entlang der Invex®-Kokille (Version 2).

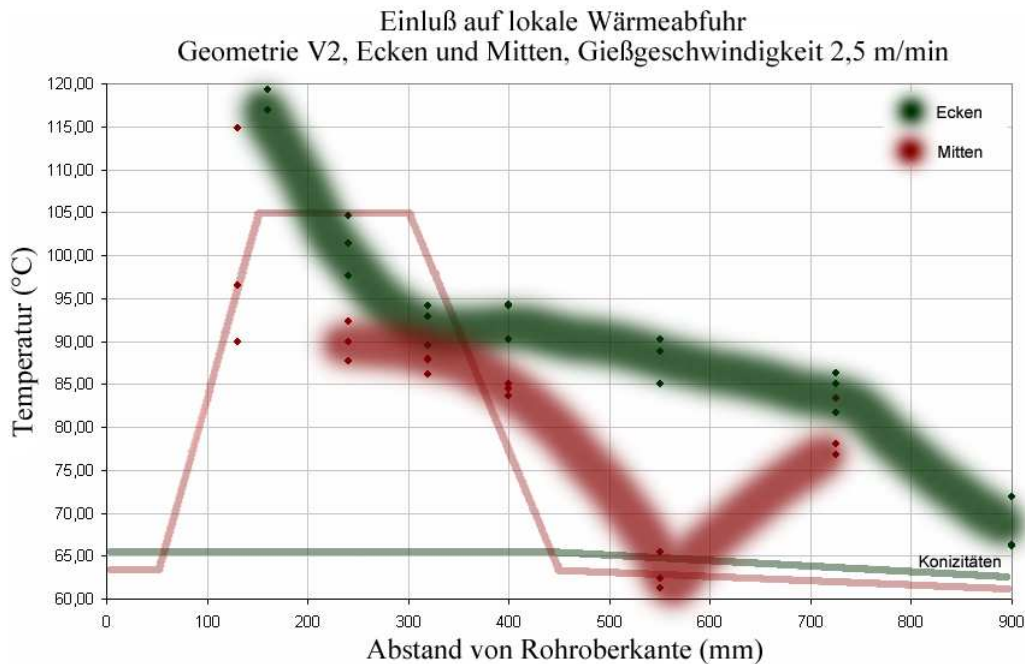


Abb. 4.34: Temperaturprofil der Invex-Kokille (Version 2) bei 11SMnPb30.

Das Temperaturprofil der Invex®-Version 2 unterscheidet sich von der Version 1 dadurch, dass die Temperaturen einmal direkt und in 550 mm unterhalb vom Einguss stark variieren.. Der Temperaturunterschied zwischen Ecken und Fläche beträgt in der Ebene 550 mm unterhalb Kokilleneinguss 25 K. Im Kantenbereich konnte bei dieser Stahlqualität, wie zu erwarten, ein Abheben der Strangschale über die komplette Kokillennlänge verhindert werden. In der Fläche der Kokille ist dies offenbar nicht gelungen, da die Temperatur im Bereich zwischen 400 und 700 mm unterhalb Einguss, um nochmals 10 K tiefer liegt als bei der Version 1. Es scheint, als ob die Strangschale in der Fläche aufgrund der starken Eckenkonizität regelrecht eingeknickt ist, und somit den Kontakt mit der Kokillenoberfläche verloren hat. Das Verschleißbild **Abb. 4.36** bestätigt diese Annahme, da die Chromschicht auf der Fläche keinen Verschleiß zeigt.

Da die Automatenstähle 11SMnPb36 mit der Invex®-Version 1 sehr schlechte Oberflächenergebnisse zeigten, sind nach Einsatz der Invex®-Version 2 die Automatenstähle vordringlich untersucht worden. **Abb. 4.35** zeigt die Ergebnisse der Heißdrahtprüfung in der Walzstrasse für die Version 2.

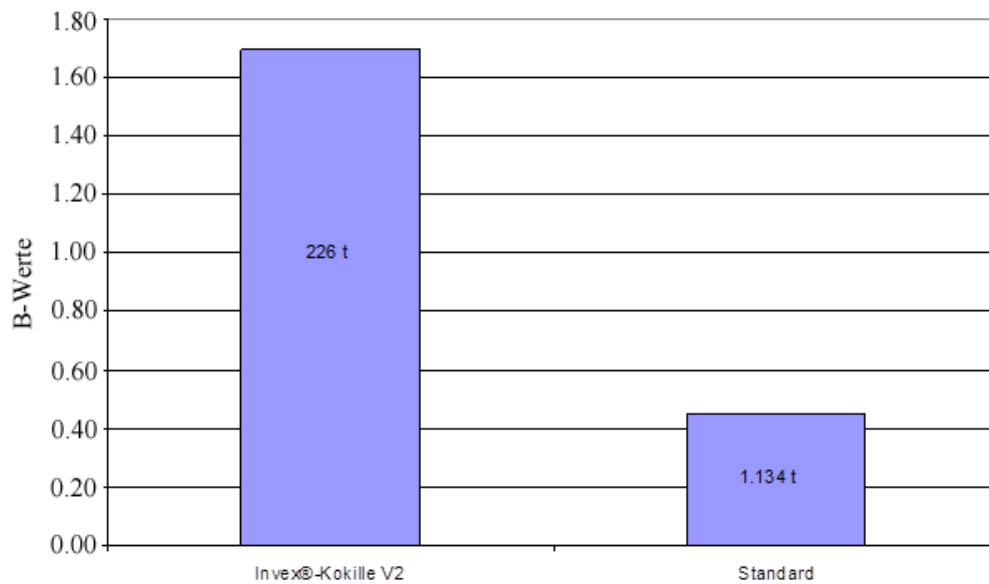


Abb. 4.35: Oberflächenergebnisse des Walzdrahtes für Invex®-Kokille (Version 2) im Vergleich zur Standardkokille bei gebleitem Automatenstahl

Die Invex®-Version 2 zeigt im Vergleich zur Version 1 ein etwas besseres Ergebnis. Version 1 lag bei einem B-Mittelwert von 1,83, gegenüber. Version 2 bei 1,7. Wie Version 1 kann Version 2 aber die notwendige Verbesserung durch Änderung der Kokillengeometrie nicht erbringen. Da auch noch die höher gekohlten Qualitäten, aufgrund des geringeren Schrumpfungsverhaltens mit dieser Geometrie, nicht vergossen werden konnten; es kam zu Kleberdurchbrüchen, der Versuch wurde mit dieser Version abgebrochen. In **Abb. 4.36** ist der Verschleiß dieser Geometrie in den Kanten nach nur 27 Abgüssen dokumentiert.



Abb. 4.36: Verschleißbild der Invex-Kokille Version 2 nach 27 Abgüssen

Diese Aufnahme zeigt den Kokillenaustritt mit in den Kanten komplett abgetragener Verschleißschuttschicht aus Chrom. Nur in der Flächenmitte ist diese noch vorhanden. Ursächlich dafür ist, dass diese Geometrie mit der hohen Eckenkonizität für den kompletten, zu vergießenden Kohlenstoffbereich der Qualitätsgruppen, nicht geeignet ist.

4.11 Dritte Testphase mit Invex®-Kokille Version 3

Die dritte Testphase (22.04. - 11.06.2005) wurde aufgrund der Ergebnisse der zweiten Testphase mit einer geänderten Kokillengeometrie durchgeführt. Die Geometrie der Version 3 ist in **Abb. 4.37** dargestellt.

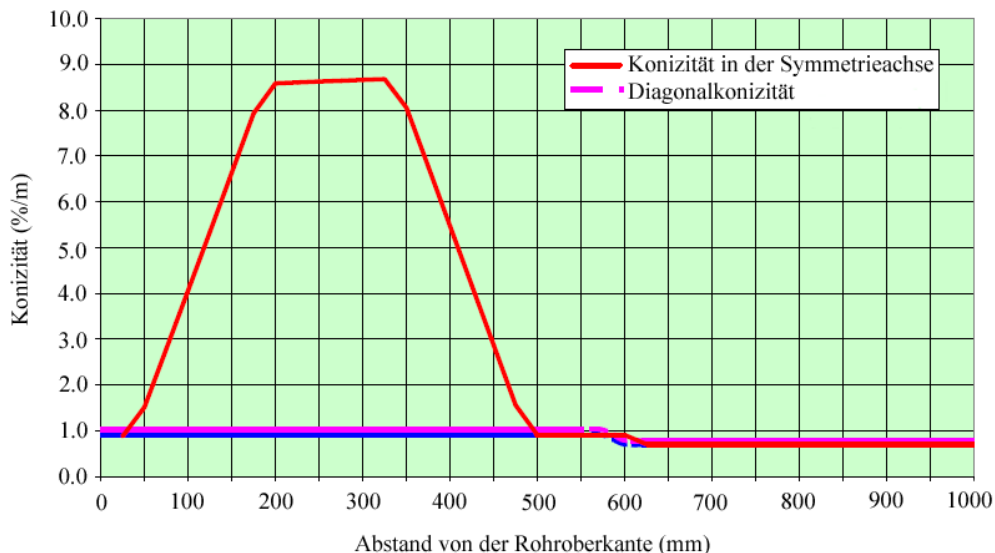


Abb. 4.37: Invex®-Kokillenrohr (Version 3)

Die Version 3 sollte die Probleme der zweiten Version insofern lösen, als dass sie über den gesamten Kohlenstoffbereich einsetzbar ist und gleichzeitig die Wärmeabfuhr im oberen Bereich der Kokille auf ähnlichem Niveau der Version 2 behält. **Abb. 4.38** zeigt das Profil der Temperaturen beim Abguss von 11SMnPb30.

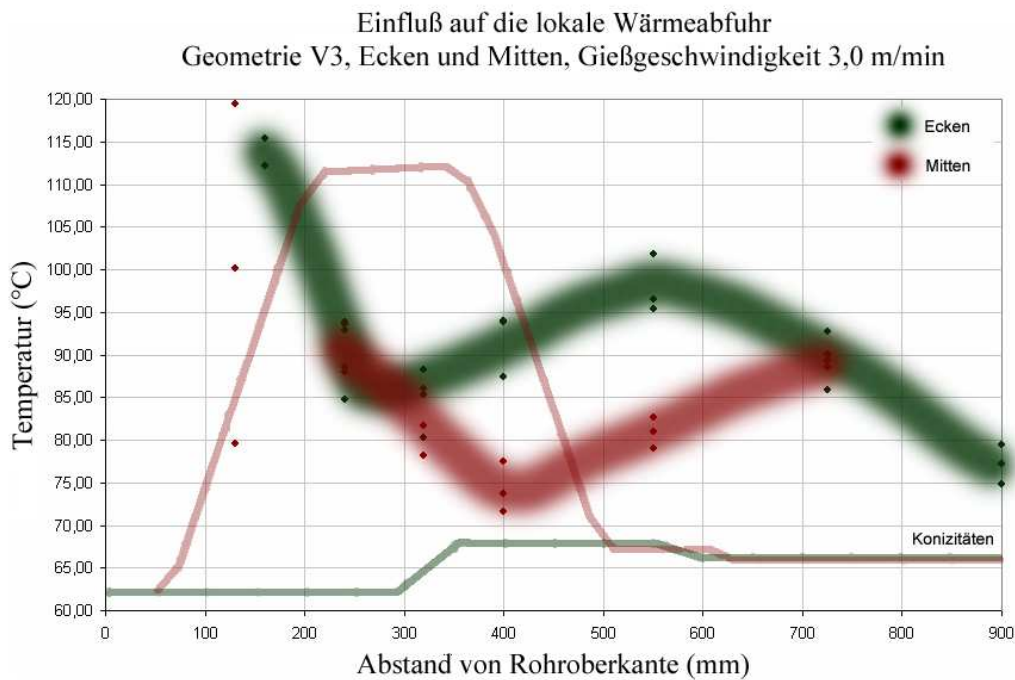


Abb. 4.38: Temperaturprofil Invox-Kokille bei 11SMnPb30 (Version 3)

Das Temperaturprofil der Invox®-Version 3 unterscheidet sich wiederum von denen der Version 1 und 2, als dass die Temperaturen beim Vergießen von Automatenstahl unterhalb des Meniskus stark absinken, was für eine zu schwache Grundkonizität im Bereich zwischen Meniskus und 350 mm unterhalb Einguss spricht. Erst danach liegt die Strangschale wieder an, was mit einem Anstieg der Temperaturen einhergeht.

Die Unterschiede der Temperaturen zwischen Ecken und Kanten beträgt im Bereich zwischen 400 und 700 mm gemittelt aber nur 15 K.

Abb. 4.39 zeigt die Oberflächenergebnisse der Heißdrahtprüfung für die Version 3.

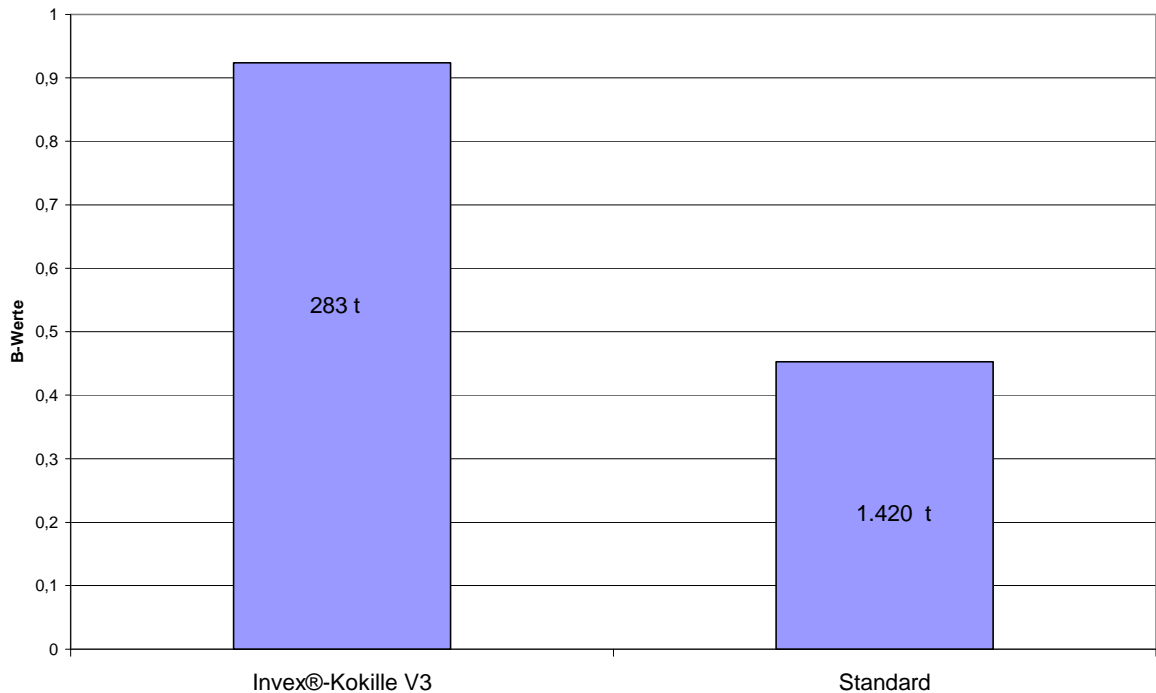


Abb. 4.39: Oberflächenergebnisse des Walzdrahtes für Invex®-Kokille (Version 3) im Vergleich zur Standardkokille bei gebleitem Automatenstahl

Mit dieser Geometrie konnte die gute Vergießbarkeit über den üblichen Kohlenstoffbereich (0,03 – 1,0 %C) wieder hergestellt werden, und, wie **Abb. 4.40** zeigt, die Oberflächenqualität nochmals verbessert werden. Aber auch mit dieser Geometrie konnten die Ergebnisse der Standardkokille, welche sicherlich auch nicht den Anforderungen der Qualität entspricht, nicht erreicht werden. Alle weiteren Tests mit anderen Geometrien (Version 4-7) haben ebenfalls zu keinen zufriedenstellenden Ergebnissen hinsichtlich der Oberflächenergebnisse im Walzwerk geführt.

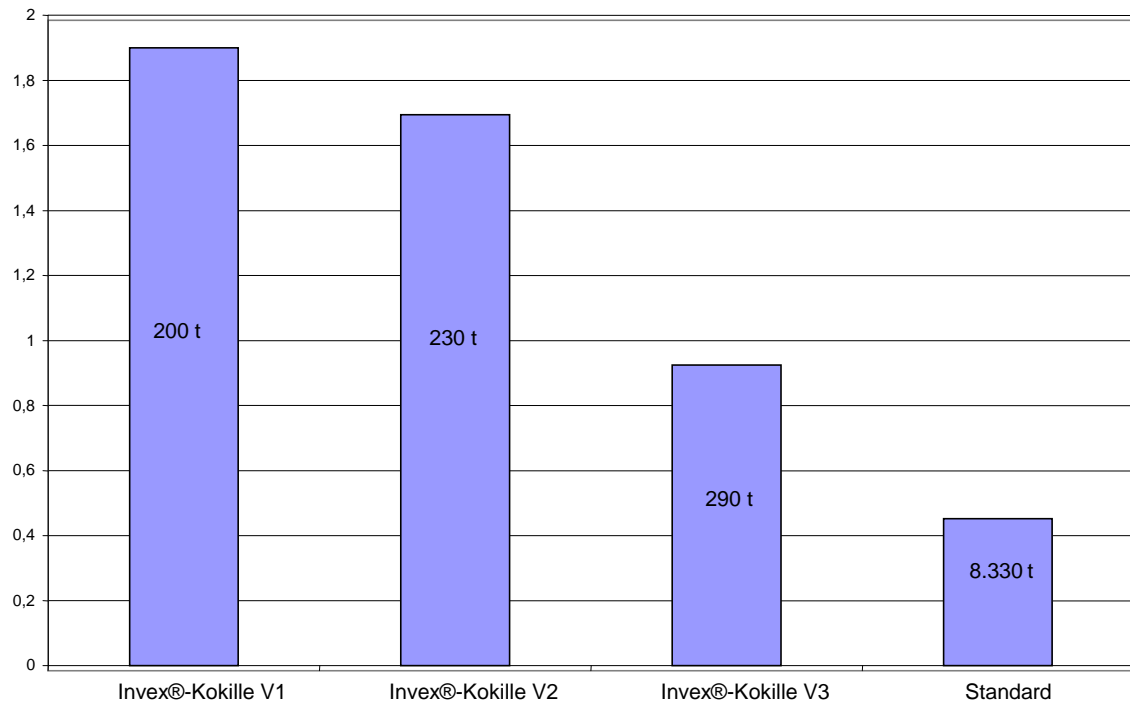


Abb. 4.40: Vergleich der Oberflächenergebnisse für Invex®-Kokille 1-3
im Vergleich zur Standardkokille bei gebleitem
Automatenstahl

4.12 Vergleich der Invex®-Kokillen (Version 1-3) in Bezug auf die integrale und lokale Wärmeabfuhr

Grundsätzlich soll die integrale Wärmeabfuhr in der Kokille zur Erreichung hoher Produktivitäten ein Maximum annehmen. Dies gilt insbesondere für sogenannte Massentähle, wie Betonstahl oder unlegierte Kohlenstoffstähle. Bei hohen Gießgeschwindigkeiten muss am Kokillenaustritt eine tragfähige Strangschale erzeugt werden, was nur durch eine ausreichend große integrale Wärmeabfuhr erreicht werden kann. Dabei spielt die Konizität der Kokille eine gewichtige Rolle, denn nur, wenn die Strangschale auf dem Weg durch die Kokille einen guten Kontakt mit dem Kokillenwerkstoff hat, kann die Wärmeenergie aus dem flüssigen Strang durch die oben beschriebenen verschiedenen Phasengrenzen in ausreichend hoher Menge transportiert werden. **Abb. 4.41** zeigt den Quotienten aus der integralen Wärmeabfuhr der Standard-Kokille zur Invex®-Kokille Version 1.

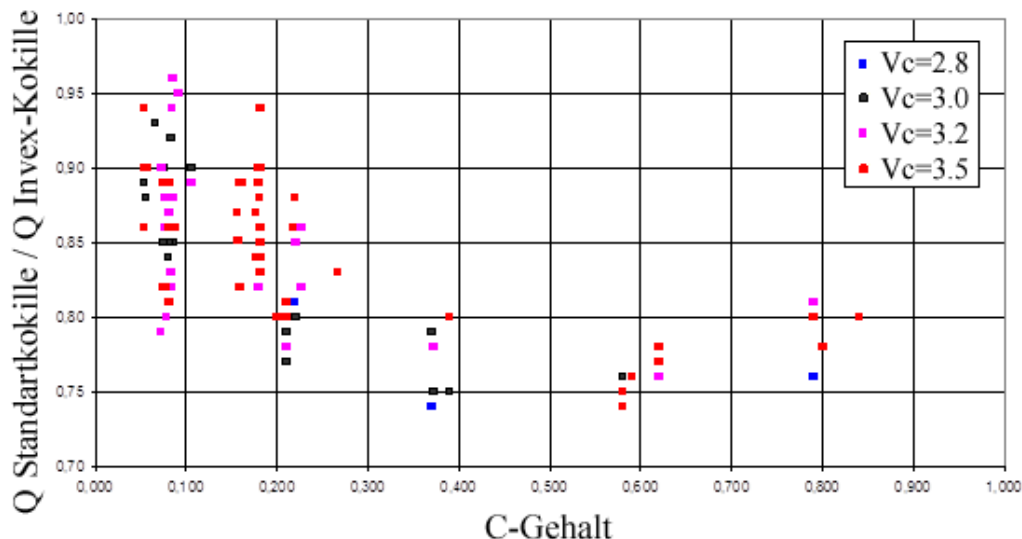


Abb. 4.41: Kühl Leistungsverhältnis Standard-Kokille versus Invex®-Kokille (Version 1) für verschiedene Gießgeschwindigkeiten und Kohlenstoffgehalte

In **Abb 4.42:** kann ersehen werden, dass die Invex®-Kokille über den gesamten Kohlenstoffbereich der Erzeugung, eine höhere integrale Wärmeabfuhr aufweist. Insbesondere im höher kohlenstoffhaltigen Qualitätsbereich liegt die integrale Wärmeabfuhr bis zu 25 % höher als bei der Standardkokille. Diese Tatsache spiegelt sich in der deutlich besseren Innen- und Randbeschaffenheit der höher gekohlten Stähle wieder.

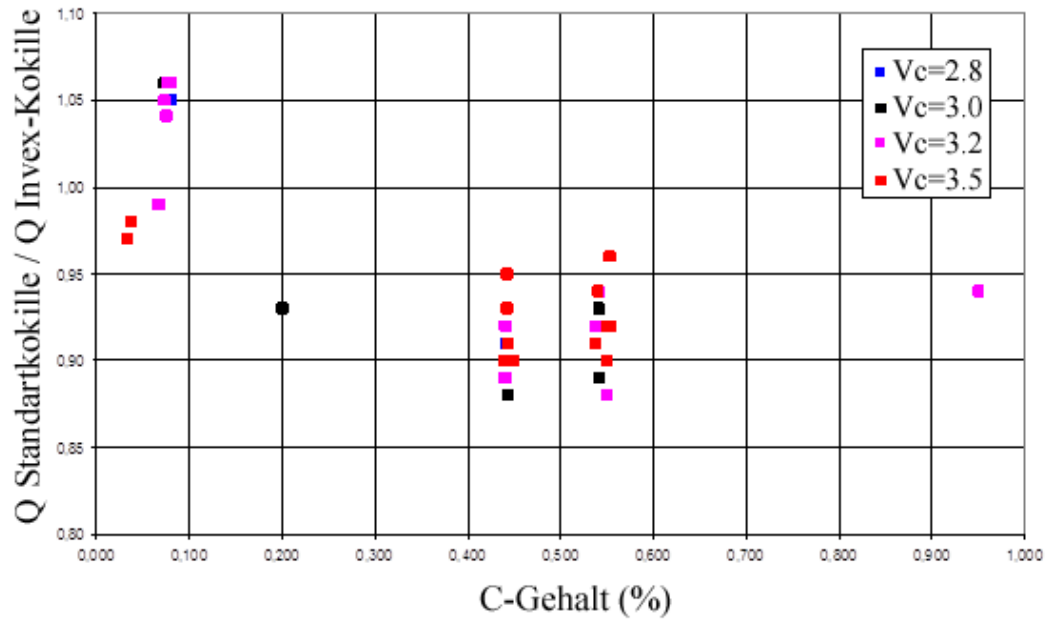


Abb. 4.42: KühlLeistungsverhältnis Standard-Kokille versus Invex®-Kokille (Version 2) für verschiedene Gießgeschwindigkeiten und Kohlenstoffgehalte

Die Invex®-Kokille Version 2 hat im Vergleich zur Version 1 eine deutliche geringere integrale Wärmeabfuhr im gesamten Erzeugungsspektrum. Ursächlich für diese Tatsache ist der schlechte Kontakt in der Fläche durch das oben beschriebene Einziehen der Strangschale durch eine zu hohe Eckenkonizität.

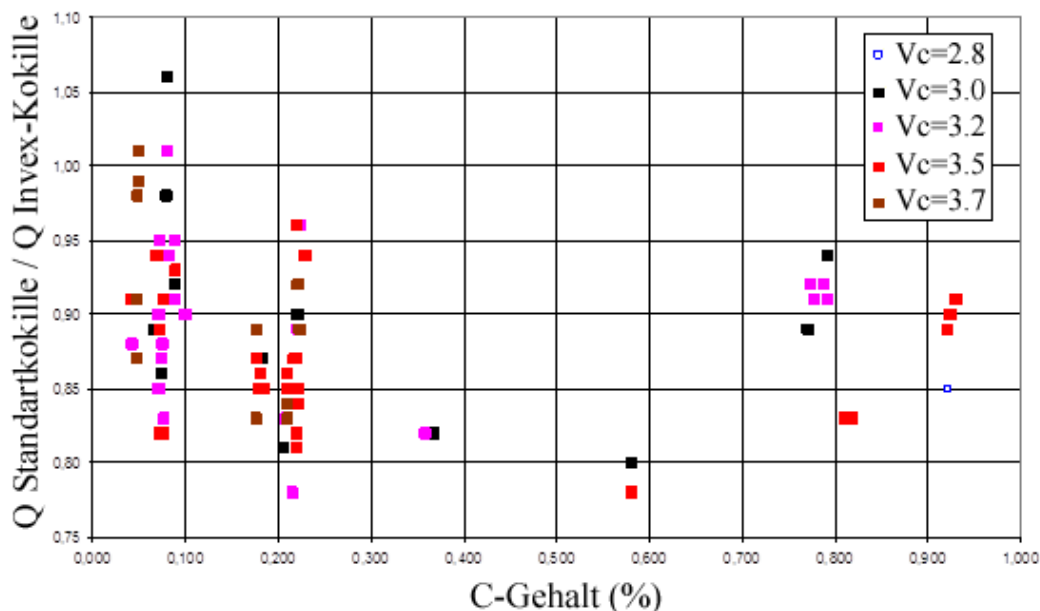


Abb. 4.43: KühlLeistungsverhältnis Standard-Kokille versus Invex®-Kokille (Version 3) für verschiedene Gießgeschwindigkeiten und Kohlenstoffgehalte

Die Invex®-Version 3 zeigt wieder ähnliche Verhältnisse zur Standardkokille wie die Version 1. Auffallend sind aber die großen Streuungen im Bereich von 0,07-0,09 % Kohlenstoff.. Hierbei handelt es sich um unlegierte weiche Ziehgüten, Schweißdrähte und Automatenstähle. Anhand dieser Ergebnisse spiegelt sich das sehr unterschiedliche Erstarrungsverhalten dieser Stahlmarken ab.

Abb. 4.44 zeigt den Zusammenhang zwischen den Kühlleistungsverhältnissen der verschiedenen Invex®-Geometrien zur Standardkokille bei einer Gießgeschwindigkeit von 3,5 m/min.

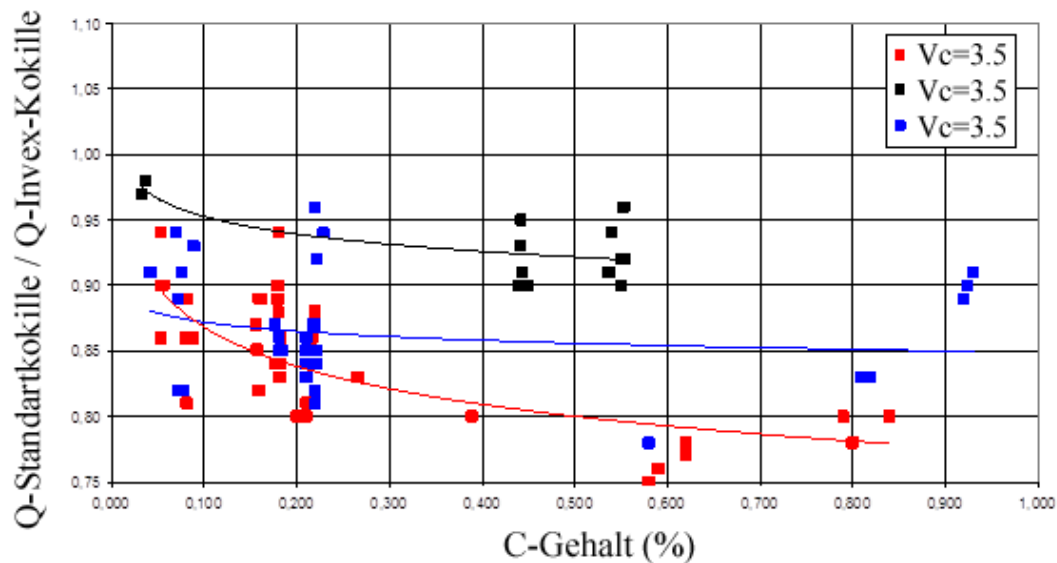


Abb. 4.44: Vergleich der Kühlleistungen Invex®-Kokille (Version 1-3) und Standard-Kokille für eine Gießgeschwindigkeit von 3,5 m/min

In dieser Abbildung ist der direkte Vergleich der drei Kokillengeometrien zu sehen. Alle drei Varianten haben bei dieser Gießgeschwindigkeit, insbesondere im Kohlenstoffbereich, zwischen 0,15- 0,095 %C, eine höhere integrale Wärmeabfuhr als die Standardkokille. Bei der Kokillengeometrie Version 2 ist der Unterschied zur Standardkokille, obwohl im Kantenbereich im Gegensatz zur Version 1 und 3 vergleichbar hohe lokale Wärmeströme gemessen werden konnten, eher gering. Die Ursache dafür ist oben beschrieben, zeigt aber, dass nur dann eine hohe integrale Wärmeabfuhr erreicht werden kann, wenn die Ecken- und Flächengeometrien optimal auf einander abgestimmt sind.

Kapitel 5

Wärmeübergang in der Invex®-Kokille und deren Auswirkung auf das Gussgefüge in der Randschicht beim Automatenstahl mit Blei

5.1 Mangansulfid-Verteilung in Abhängigkeit der Kokillengeometrie in der Randschicht des Gussgefüges bei 11SMnPb30

Für die Bestimmung der Mangansulfid Verteilung im Randbereich des gegossenen Vormaterials wurden wie in **Abb. 7.01** die Proben aus Knüppelscheiben gesägt.

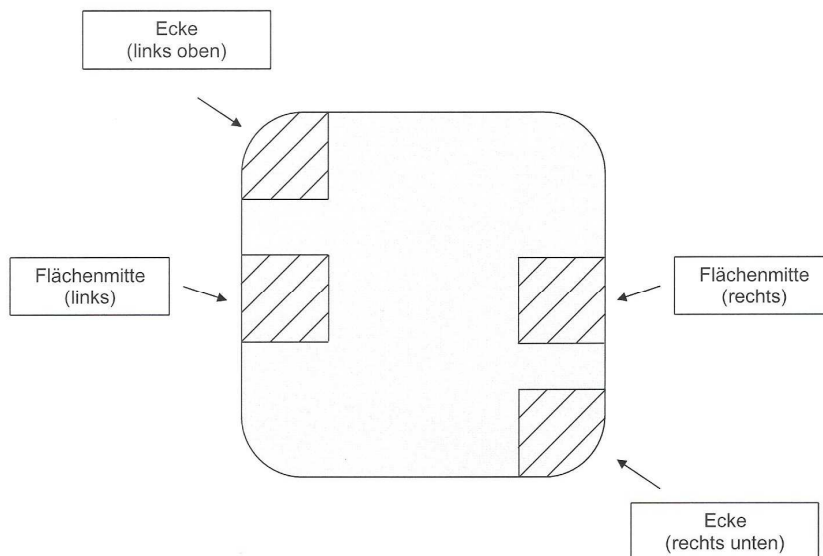


Abb. 5.01: Probenentnahme für die metallografische Untersuchung

Nach dem Einbetten, Schleifen und Polieren der Proben konnten die Schlitze im ungeätzten Zustand unter dem Lichtmikroskop ausgewertet werden. Mit Hilfe einer passenden Software, die mit dem Lichtmikroskop verknüpft war, war es

möglich die Mangansulfide zu beurteilen. Durch dieses Verfahren konnten die Mangansulfide ausgezählt werden und in entsprechende Größenintervalle eingeteilt werden. Um einen aussagekräftigen Mittelwert zu erhalten, war es notwendig pro Bereich, 20 Messungen durchzuführen. Ein Schliff wurde in drei Teilbereichen unterteilt, um eine Veränderung der Mangansulfide über die Tiefe ersichtlich zu machen. Die Teilbereiche erstreckten sich über den Rand der Probe und in den jeweiligen Tiefen von 5 mm und 10 mm parallel zum Rand. Im Vordergrund dieser Auswertungen standen die Veränderungen der Mangansulfide und die Häufigkeit ihres Auftretens vom Rand in das Werkstoffinnere hinein. Die Ergebnisse sind in den Abbildungen **5.02** und **5.03** dargestellt. Zur Beurteilung der Kokillengeometrie V3 standen zu diesem Zeitpunkt noch keine Proben zur Verfügung

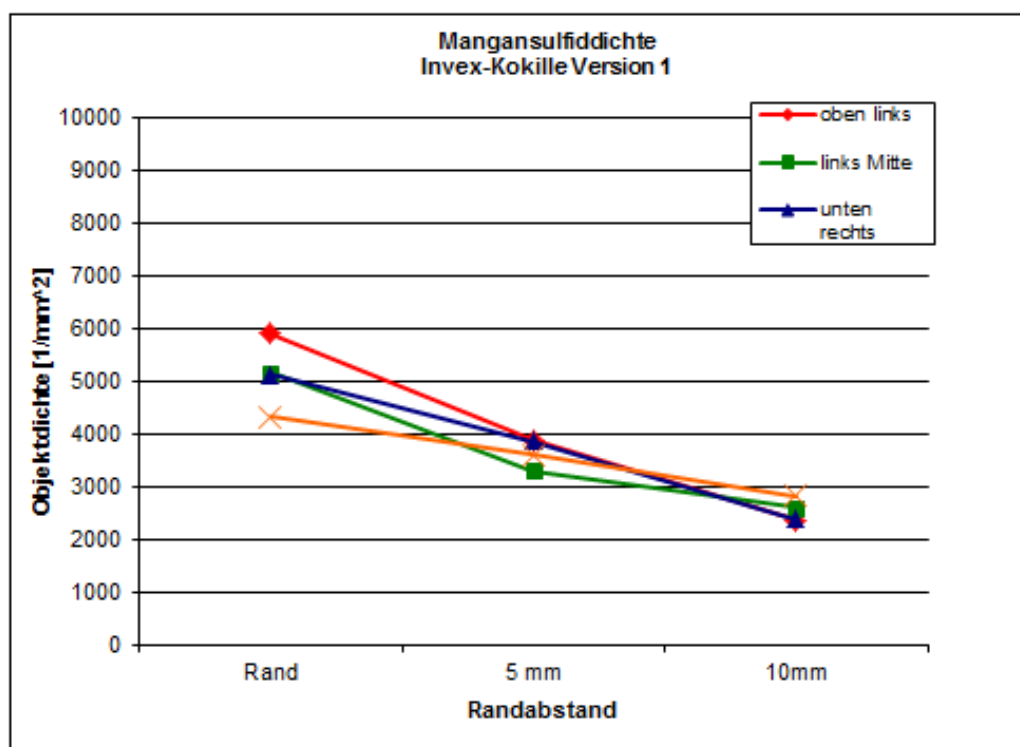


Abb. 5.02:MnS-Dichte für Invex®-Kokille V1 bei 11SMnPb30 für Kanten und Flächenbereiche (siehe Probenplan){71]

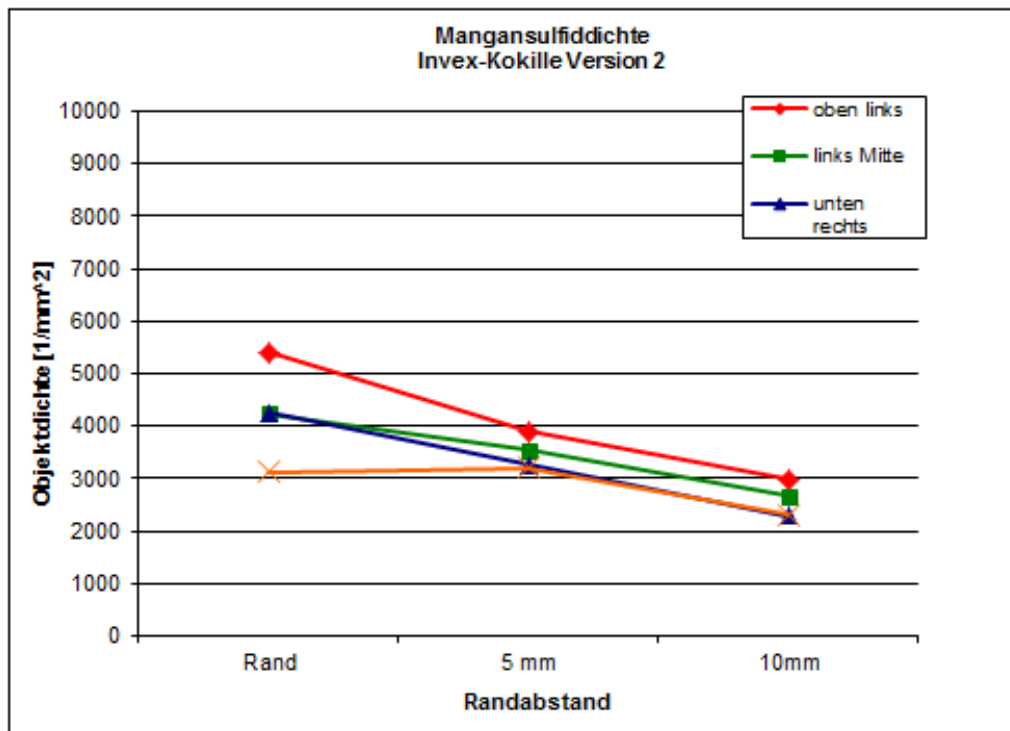


Abb. 5.03: MnS-Dichte für Invex®-Kokille V2 bei 11SMnPb30 für Kanten und Flächenbereiche (siehe Probenplan)[71]

Die Mangansulfiddichten sind tendenziell im randnahen Kantenbereich der Invex®-Kokille höher als auf der Fläche. Dies ist offenbar auf einen guten Kontakt Kokille-Strangschale in Verbindung mit dem eher zweidimensionalen Wärmefluß zu verstehen. Die MnS-Dichten der Geometrie 1 sind im Vergleich mit der Geometrie 2 im randnahen Kantenbereich tendenziell höher, im Bereich 5mm unterhalb der Strangoberfläche und tiefer, sind die MnS-Dichten für die Invex®-Kokille 1 und 2 für den rand- und Flächenbereich nahezu gleich. Anhand dieser Ergebnisse könnte man annehmen, dass die Kokille Version 1 aufgrund der höheren MnS-Dichten im oberflächennahen Randbereich bessere Walzergebnisse liefert als die Version 2, das Gegenteil ist der Fall.

Viele kleine MnS-Ausscheidungen wirken sich offenbar nicht zähigkeitssteigernd auf die Strangschale aus. Aus den Ergebnissen kann abgeleitet werden, dass eine hohe MnS-Dichte, die Strangtragfähigkeit, als auch die Zähigkeit in der Strangschale, beim Automatenstahl mit Blei, verringert. Die hohen Strangdurchbruchraten untermauern diese These. Dies erklärt auch, warum die Oberflächenergebnisse bei großen Gießformaten, mit deren größeren Ausscheidungen, deutlich besser sind als die bei kleinformatigen Gießquerschnitten.

5.2 Einfluss der Kokillengeometrie auf Sekundärdendritenarmabstände(SDAS) in der Randschicht

Aus unterschiedlichen Knüppeln wurden Abschnitte mit einer Dicke von 20 mm entnommen. Die drei Knüppel stammen aus den Kokillen V1, V2 und V3. Aus den jeweiligen Knüppeln wurden vier gleich große Proben herausgetrennt. Alle Proben besaßen identische Abmessungen (70 x 20 mm) und wurden immer an der gleichen Position in gleicher Lage herausgenommen. Von den Knüppeln wurden die Proben mit den Kennziffern eins bis vier versehen, und die Entnahmepositionen können der Abb. 5.04 entnommen werden. Um eine einheitliche Richtung zu gewährleisten, lag die Schlagzahl bei den Nummerierungen oben.

Die 12 Abschnitte wurden alle identisch geschliffen und poliert bis zu einer kratzerfreien Oberfläche. Durch anschließendes Einritzen eines Markierungssystems; welches in Abb. 5.05 skizziert ist, konnten bei der lichtmikroskopischen Untersuchung die Messungen in gleichen Bereichen durchgeführt werden. Dabei war darauf zu achten, dass man die frisch polierte Oberfläche nicht beschädigte. Die Ätzung, zur Heraushebung der Sekundärdendritenarme, erfolgte nach Oberhoffer. Erst durch mehrmaliges Ätzen und Polieren kamen die Dendriten deutlich zum Vorschein.

Das eingeritzte Markierungssystem bestand aus 32 Feldern (17 x 4 mm), in denen mit Hilfe des Lichtmikroskops in jedem Feld fünf Sekundärdendritenstämme parallel zu ihren Armen ausgemessen wurden. Den Sekundärdendritenarmabstand ermittelte man durch das Dividieren der Armanzahl durch die Stammlänge. So konnte zu jedem Feld der durchschnittliche Sekundärdendritenarmabstand ermittelt werden.

In den Auswertungen ist der Sekundärdendritenarmabstand, in Abhängigkeit vom Randabstand, aufgetragen. Die Ergebnisse der Untersuchungen zeigen die Abbildungen 5.07 bis 5.18.

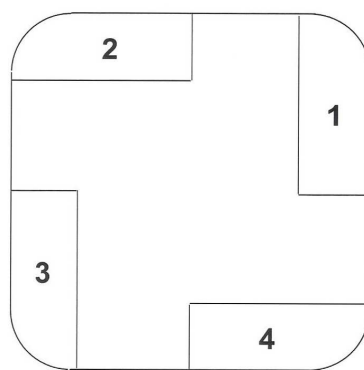


Abb. 5.04: Probenplan zur Bestimmung der SDAS

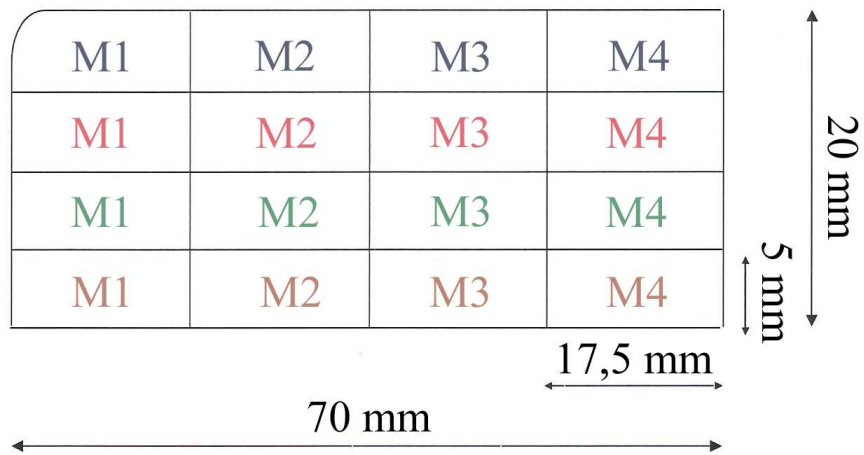


Abb. 5.05: Unterteilung der einzelnen Proben zur Bestimmung der SDAS

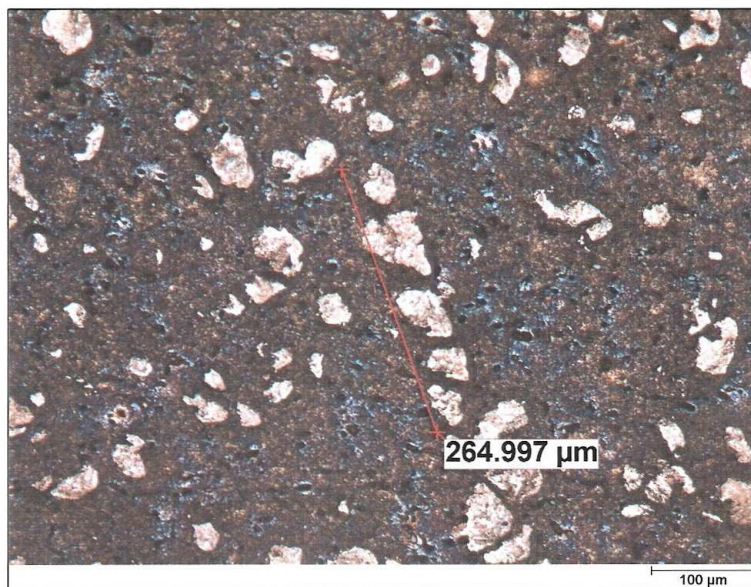


Abb. 5.06: Sekundärendendritenarme (Durchstoßpunkte) bei 11SMnPb30[71]

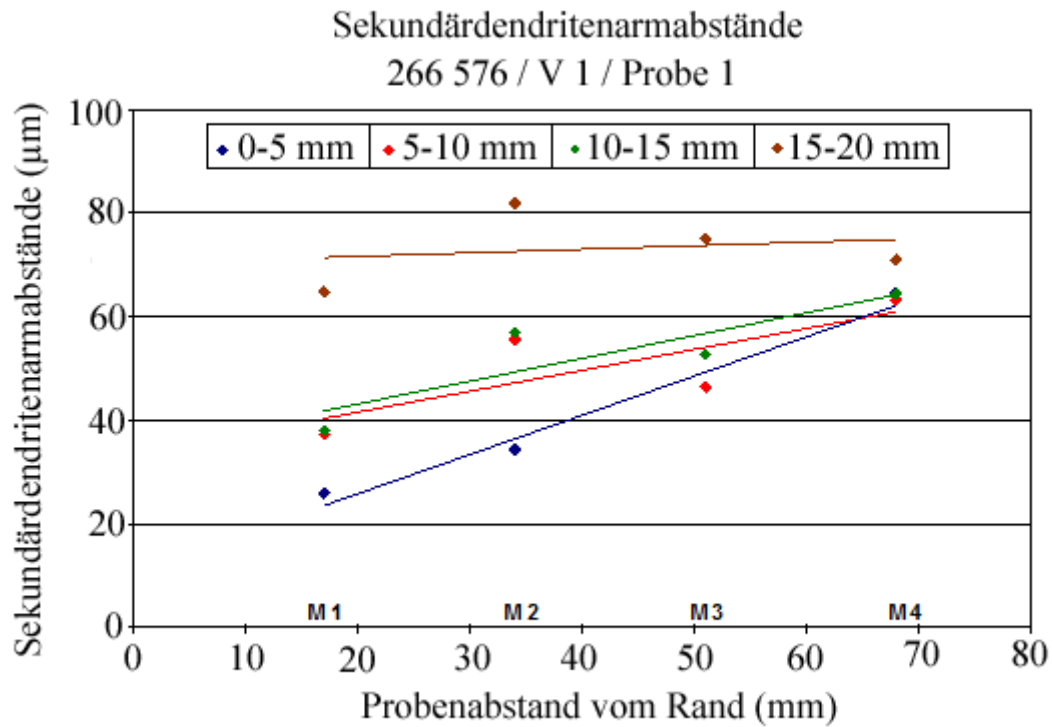


Abb. 5.07: Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 1 für Invex®-V 1 (siehe Probenplan){71]

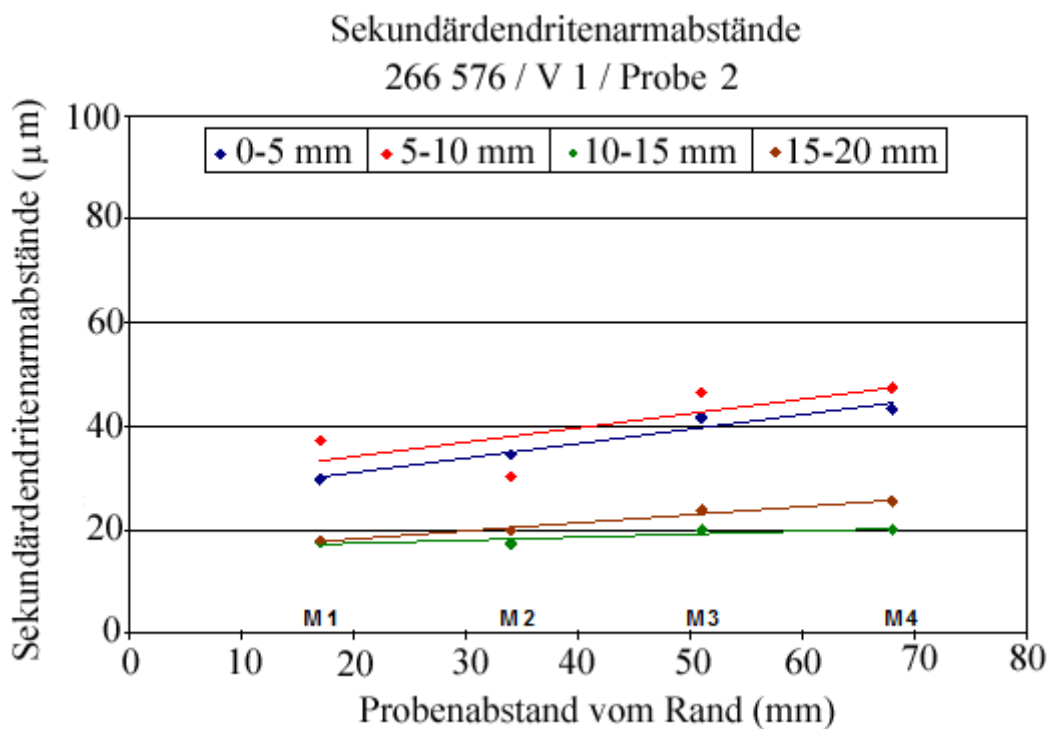


Abb. 5.08: Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 2 für Invex®-V1 (siehe Probenplan)[71]

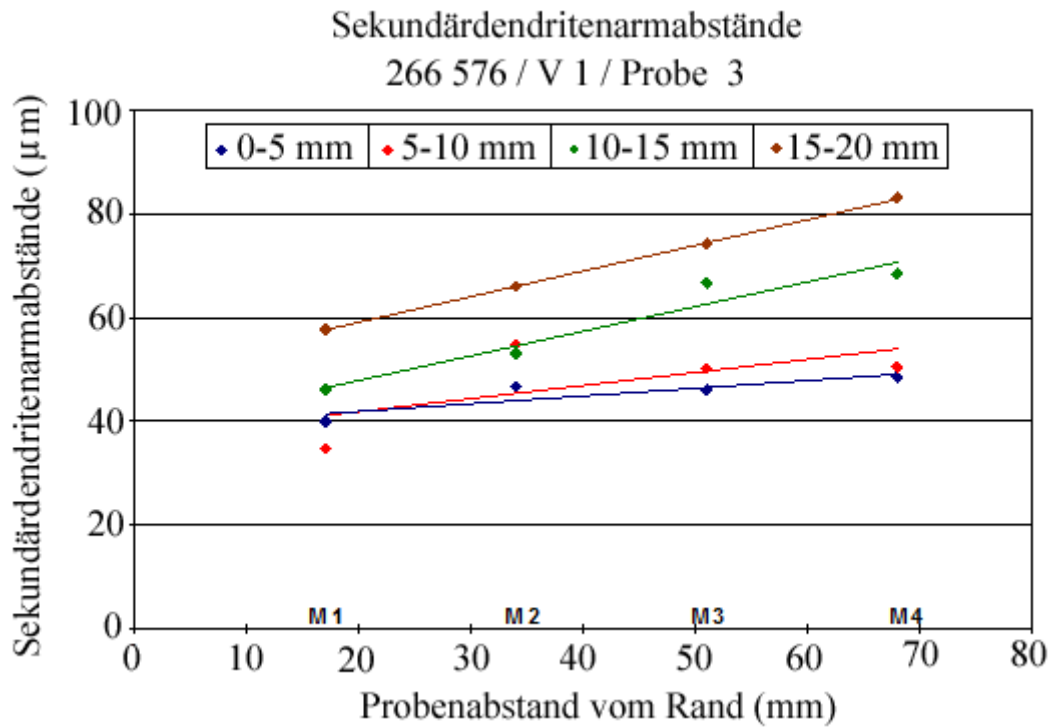


Abb. 5.09: Sekundärendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 3 für Invex®-V1 (siehe Probenplan){71]

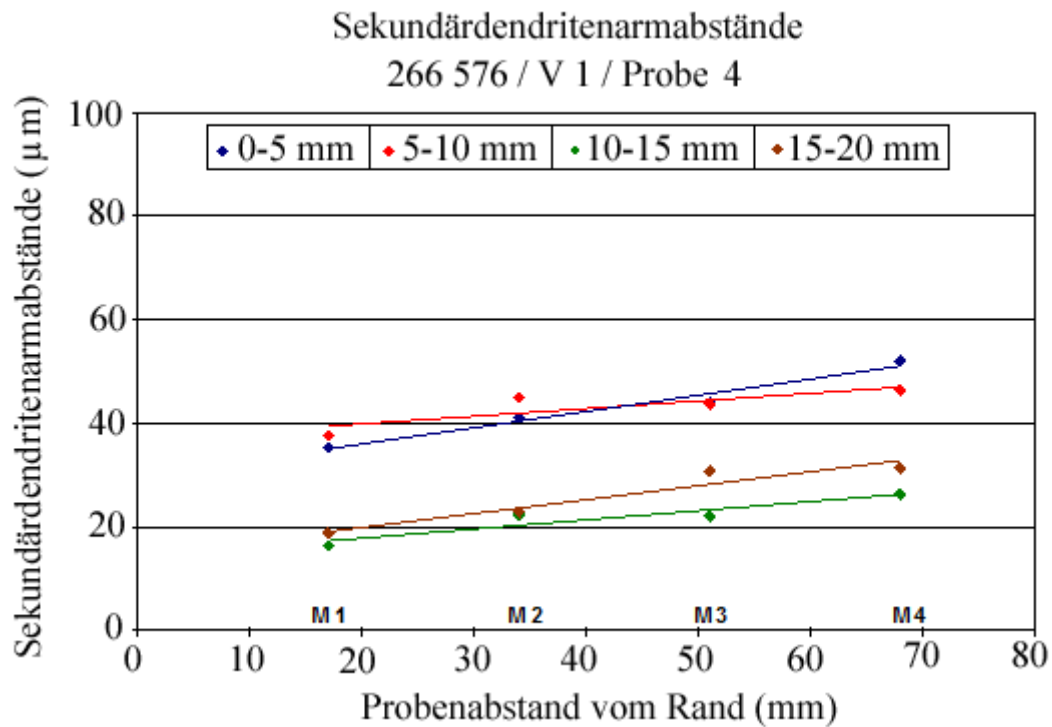


Abb. 5.10: Sekundärendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 4 für Invex®-V1 (siehe Probenplan)[71]

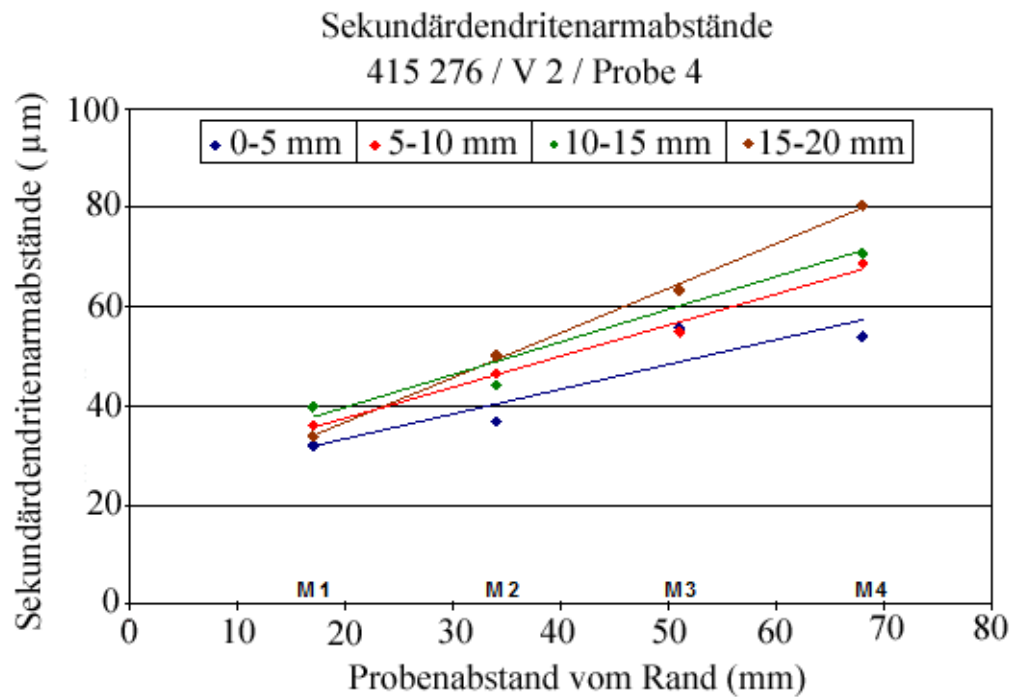


Abb. 5.11: Sekundärendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 4 für Invex®-V2 (siehe Probenplan)[71]

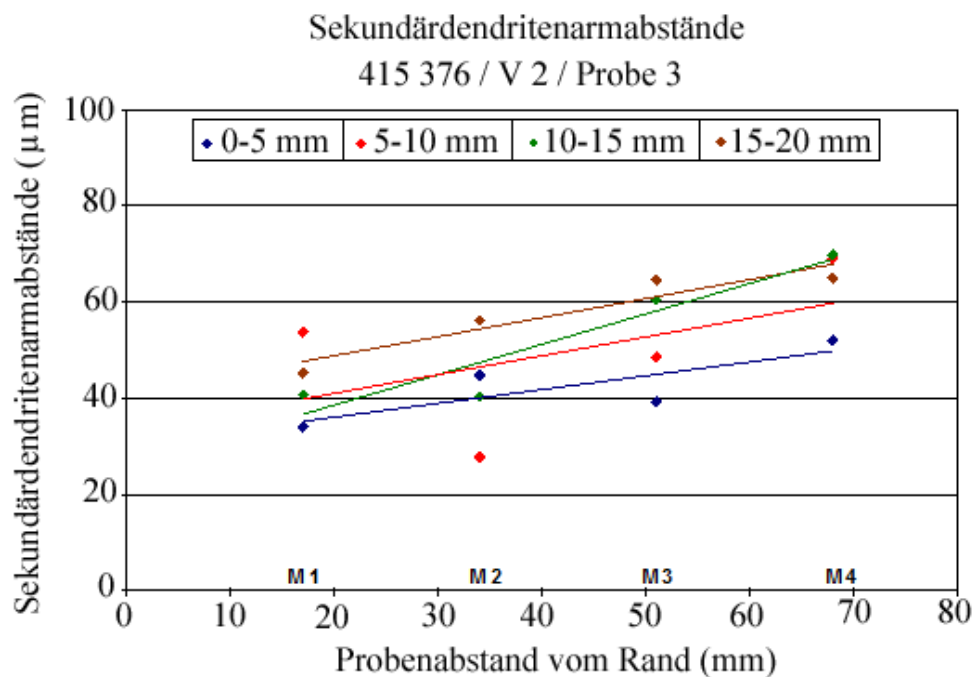


Abb. 5.12: Sekundärendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 3 für Invex®-V2 (siehe Probenplan)[71]

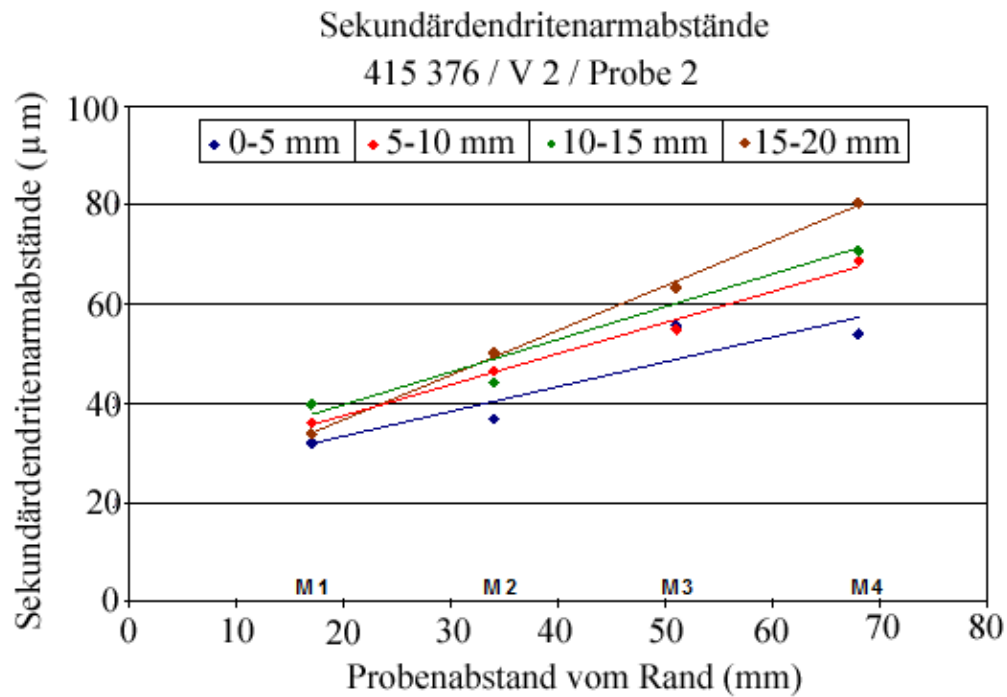


Abb. 5.13: Sekundärendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 2 für Invex®-V2 (siehe Probenplan)[71]

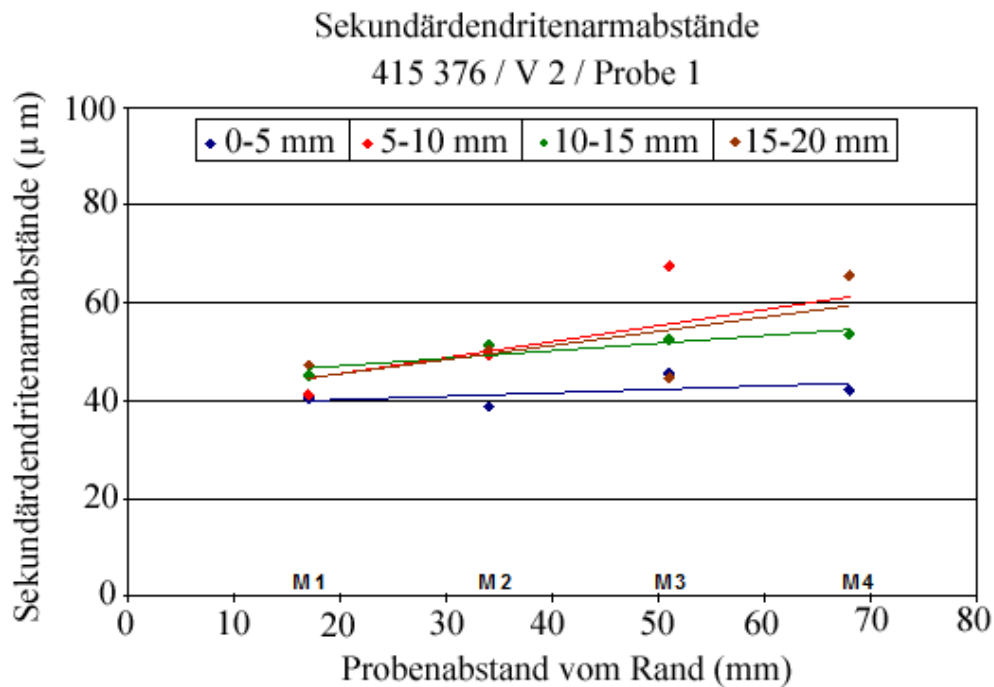


Abb. 5.14: Sekundärendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 1 für Invex®-V2 (siehe Probenplan)[71]

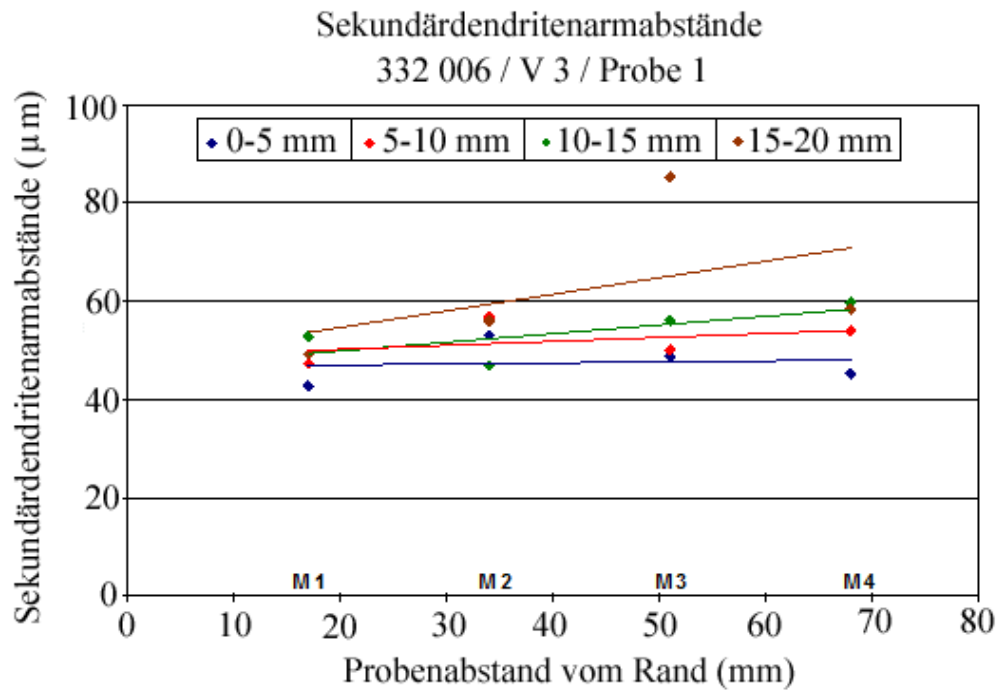


Abb. 5.15: Sekundärendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 1 für Invex®-V3 (siehe Probenplan)[71]

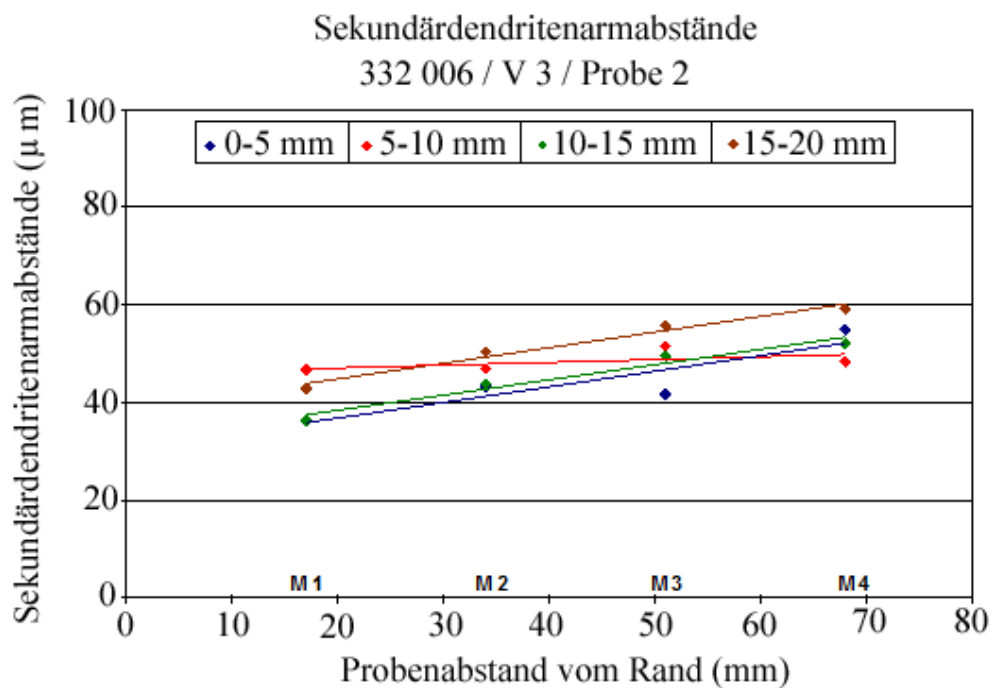


Abb. 5.16: Sekundärendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 2 für Invex®-V3 (siehe Probenplan)[71]

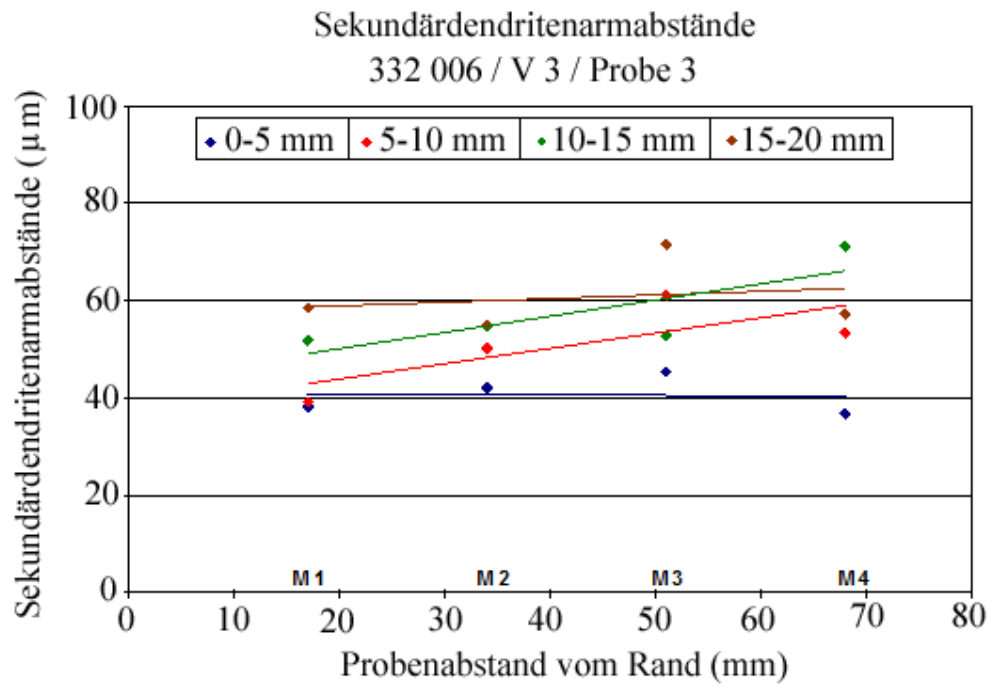


Abb. 5.17: Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 3 für Invex®-V3 (siehe Probenplan)[71]

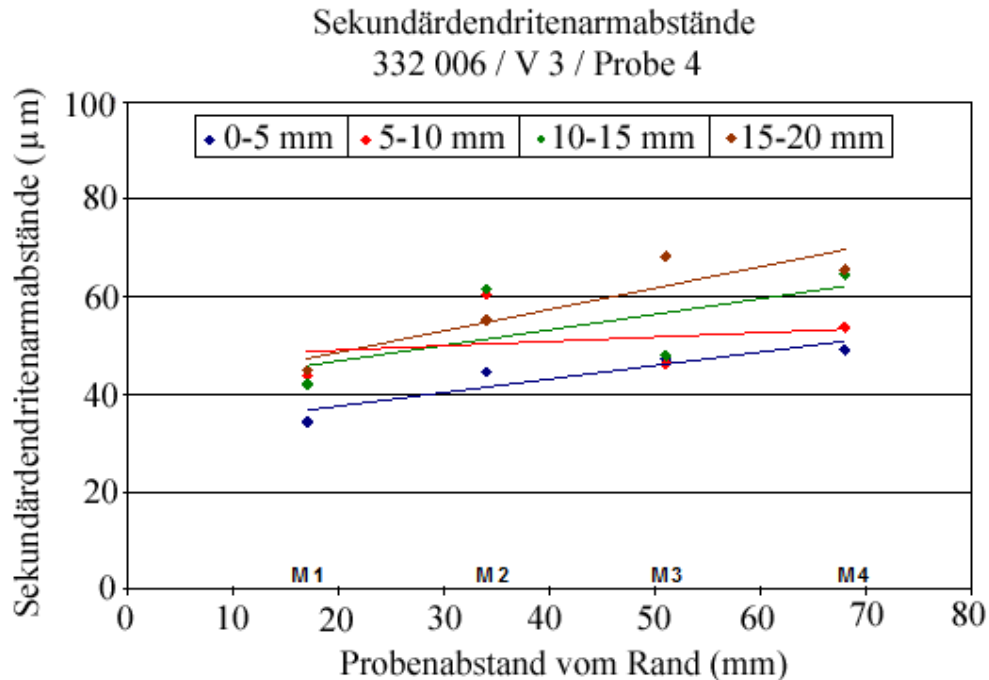


Abb. 5.18: Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 4 für Invex®-V3 (siehe Probenplan)[71]

Die Ergebnisse der Ausmessung der Sekundärdendritenarmabstände (SDAS) für Ecken- und Flächenmitten der drei Kokillenversionen ergab kein eindeutiges Bild, insbesondere nicht für die Versionen 1 und 3. Die SDAS als Kriterium für die lokale Wärmeabfuhr zeigt im Fall der Kokille Version 2, dass im Bereich der Kanten eine deutlich höhere Wärmeabfuhr erzeugt werden konnte als auf den Flächenbereichen der Strangschale. Das Verschleißbild dieser Kokille **Abb.4.36** spiegelt diesen Effekt wieder.

Den Zusammenhang zwischen SDAS und Mangansulfiddichten konnte aufgrund der Streuung der Ergebnisse nicht hergestellt werden. Insbesondere können keine Rückschlüsse auf die zu erwartenden Walzergebnisse geschlossen werden.

5.3 Gefügestruktur und Erstarrungslinie

Die in dieser Arbeit so genannte Erstarrungslinie liegt ca. 5-10 mm unterhalb der Knüppeloberfläche und ist abhängig von der Geometrie der Kokille, Format, Gießgeschwindigkeit und Stahlqualität. Diese Linie wird durch Baumannabzüge oder gebeizten Knüppelscheiben in Quer- und Längsrichtung sichtbar. **Abb. 5.19** zeigt einen Baumannabdruck von Automatenstahl ohne Blei (11SMn30), **Abb. 5.20** mit Blei (11SMnPb30).

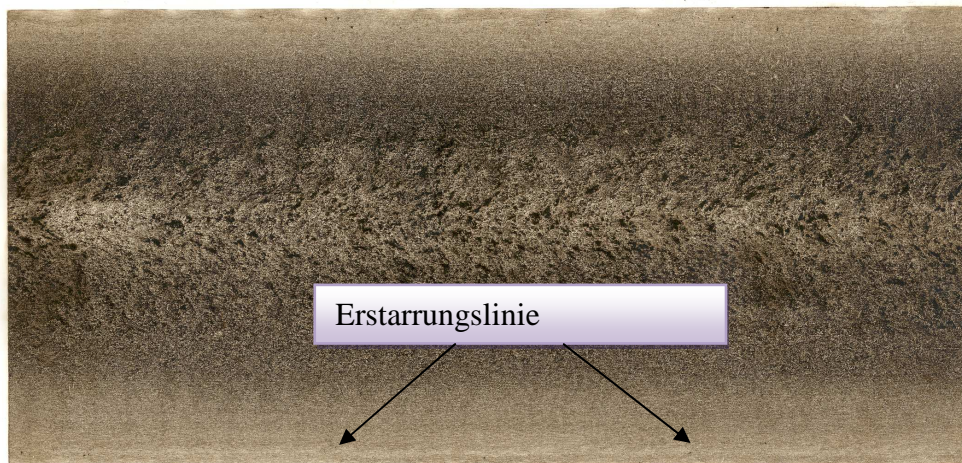


Abb. 5.19:Längs-Baumannabzug von 11SMn30 aus Standardkokille[72]

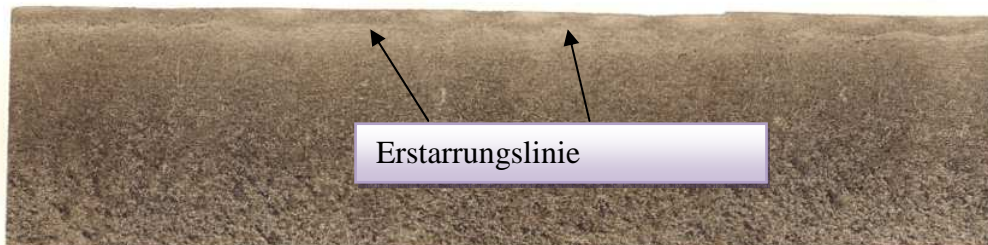


Abb. 5.20:Längs-Baumannabzug von 11SMnPb30 mit Invex®-Kokille[72]

Wie in den Baumannabzügen gut zu erkennen, sind die Erstarrungslinien beim ungebleiten Automatenstahl eben, während beim gebleiten Automatenstahl die sehr wellenförmig, zum Teil bis an die Oberfläche reichend



Abb. 5.21: Durchbruchschale von 11SMnPb30; Baumannabzug[73]

Hinweise dafür gibt es schon lange, da die Durchbruchrate beim Vergießen von Automatenstahl mit Blei um ein Vielfaches höher ist, als bei der ungebleiten Variante.

Abb. 5.21 zeigt eine Durchbruchschale von 11SMnPb30. Wie in dem Baumannabdruck, der etwa 1,5 m unterhalb der Durchbruchstelle geschnitten wurde, zu sehen ist, liegt die Ursache des Durchbruchs in einem Wiederaufschmelzen der Strangschale, gut zu sehen anhand der Erstarrungslinie



Abb. 5.22: Durchbruchschale bei 11SMnPb30

Anhand der Durchbruchschale in **Abb. 5.22** ist deutlich die peritektische, also wellenförmige bzw. unstete Erstarrung, zu erkennen.

Durch diese Form der Erstarrung kommt es immer wieder im Bereich der noch sehr dünnen Strangschale durch Abheben von der Kokillenwand zu Aufschmelzvorgängen, die zum Teil zu so genannten verdeckten Durchbrüchen führen. Dies hat zur Folge, dass zum einen die sehr feine Speckschicht im Randbereich wieder aufschmilzt, und ein eher grobes, sprödes Gefüge zurückbleibt, zum anderen dadurch Primärausscheidungen aus tieferen Erstarrungsbereichen in den Rand eingespült werden, und so ein weniger duktiler Gefüge schaffen. **Abb. 5.23** zeigt eine Primärausscheidung, die durch Aufschmelzvorgänge in die Oberfläche eingespült wird.

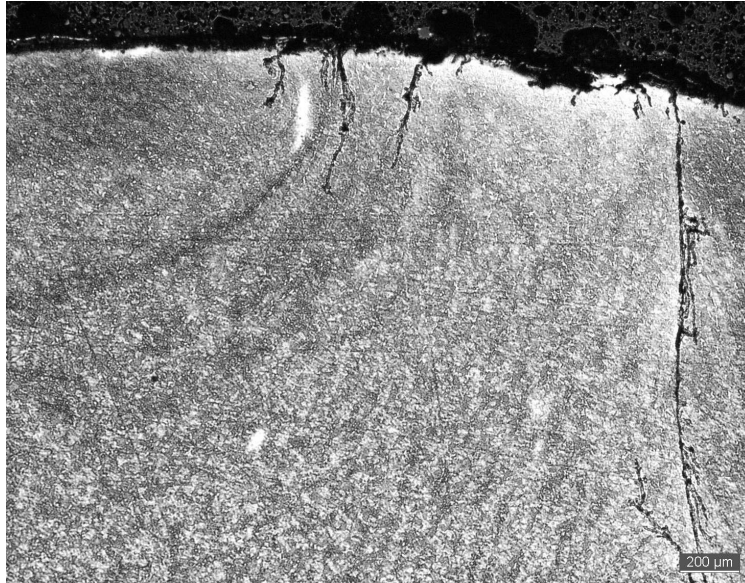


Abb. 5.23: Makroseigerung mit Erstarrungslinie und Kontakt zur Oberfläche[74]

Solange die Erstarrungslinie eben ist, es also nicht zu Aufschmelzungen der Strangschale kommt, lagern sich die Primärausscheidungen im Bereich, meist aber unterhalb dieser Zone an, und verspröden so nicht die Randzone. **Abb. 5.24** zeigt

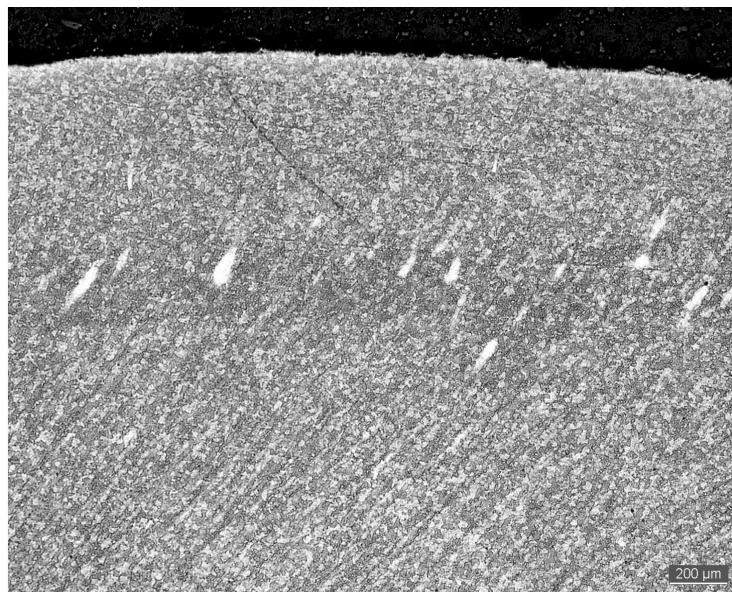


Abb. 5.24: Makroseigerungen im Bereich der Erstarrungslinie[74]

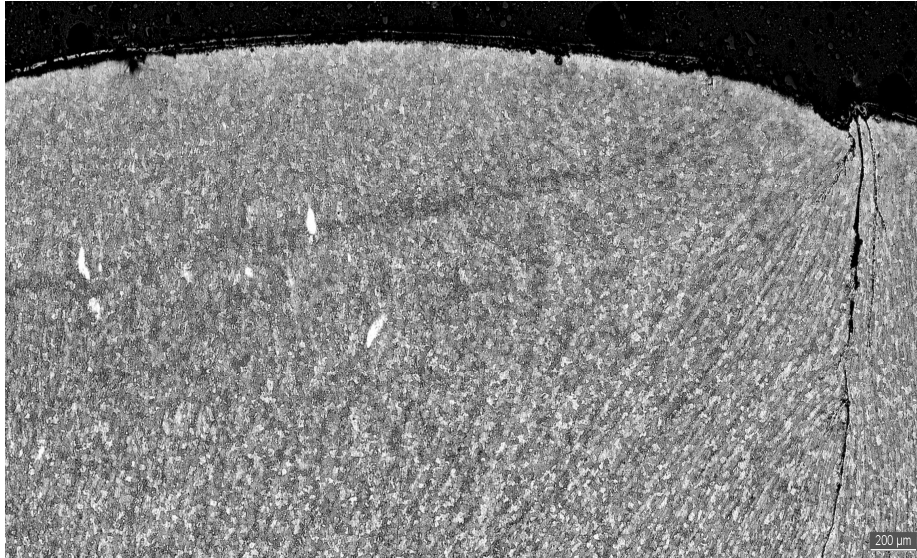


Abb. 5.25: Makroseigerungen im Bereich der Erstarrungslinie mit Oberflächenfehler[74]

Kapitel 6

Unterschiede in der Erstarrungsstruktur bei Automatenstählen mit und ohne Blei

6.1 Versuchswalzung im Knüppelwalzwerk von 130² auf 100² mm

Während dieser Forschungsarbeit konnte ein Einfluss auf die Oberflächenenergebnisse durch die dreiadrige Kontistrasse und dem damit verbundenen Drallen der Knüppel in der Vorstrasse nicht ausgeschlossen werden. Deshalb wurde ein Versuch gestartet, die 130^{er} Knüppel im Duo-Walzwerk in Ruhort, zugfrei, und natürlich ohne Drall, auf 100² umzuformen.

Da die Fehler beim Automatenstahl hauptsächlich auf den Knüppelkanten lagen, lag der Verdacht nahe, dass durch die langsame Einzugs geschwindigkeit bei kleinen Abmessungen, die Kanten auskühlen und während der Walzung aufgrund zu niedriger Temperaturen brechen.

Dazu wurden je 4 Knüppel gebleiter und 4 Knüppel ungebleiter Automatenstahl umgeblockt. Das Ergebnis ist in **Abb.6.01** zuerkennen. Die Kantenbrüche sind gelb markiert.



Abb. 6.01: Versuchswalzung 130² auf 100² für gebleiten und unverbleiten Automatenstahl[75]

Die Ergebnisse dieser Walzung haben die vorherigen in der Kontistrasse untermauert. Ausschließlich der gebleite Automatenstahl zeigte Kantenfehler, während der ungebleite, fehlerfrei war.

Abb. 6.02 zeigt die Stahlmarke 11SMnPb30 und 11SMn30 im Querschliff. Deutlich sind die wellenförmigen Erstarrungslinien beim gebleiten Automatenstahl zu erkennen, die, wenn sie der Oberfläche sehr nah kommen, zu spröden Brüchen führen.

Im Vergleich dazu die Stahlmarke 11SMn30 mit einer fast strichförmigen Erstarrungslinie in ausreichend großen Abstand zur Oberfläche von etwa 15 mm.

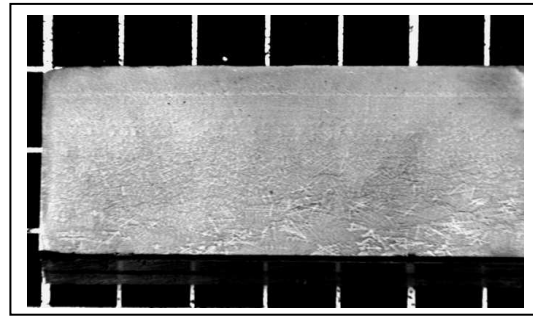
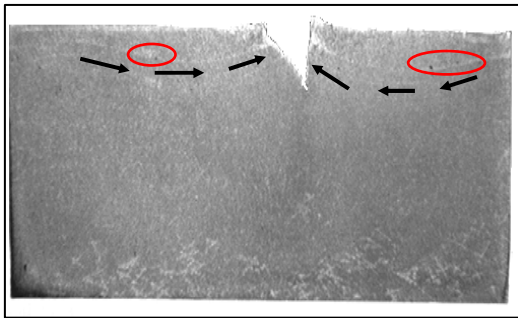


Abb. 6.02:Längsschliffe der Stahlmarke 11SMnPb30 links und 11SMn30 rechts nach umblocken von 130² auf 100[74]

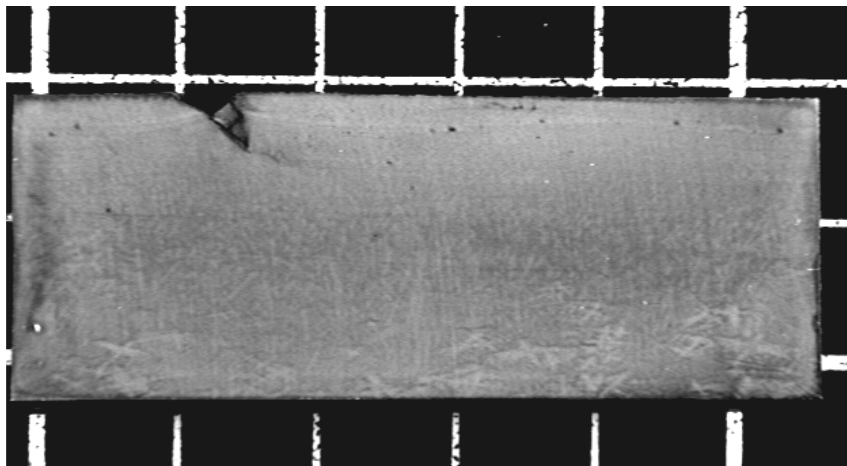


Abb.6.03:geätzter Knüppelabschnitt 11SMnPb30 100 mm² längs geteilt mit Kantenfehler[74]

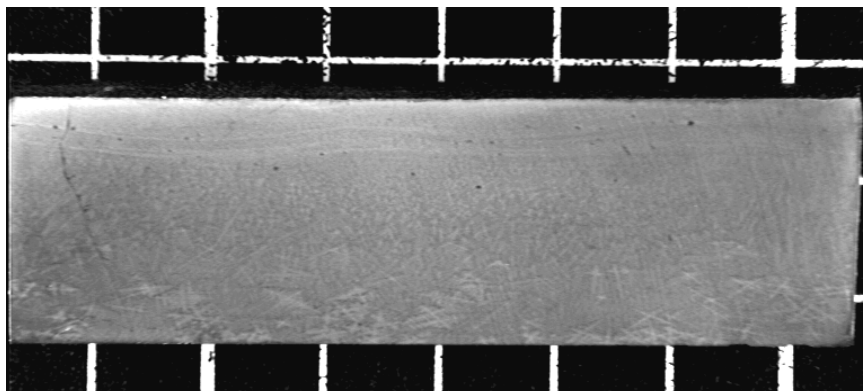


Abb.6.04:geätzter Knüppelabschnitt 100 mm² 11SMnPb30 längs geteilt mit Erstarrungslinie[74]

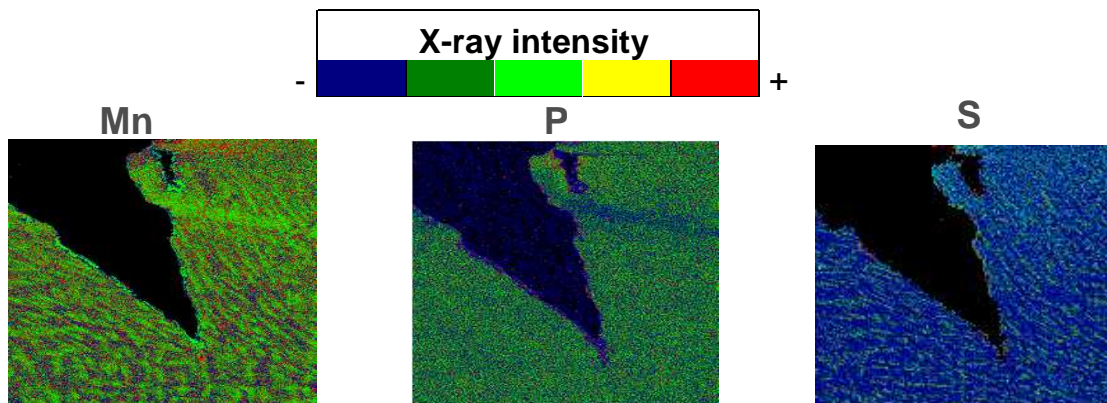


Abb. 6.05: Elementverteilung im Bereich des Kantenfehlers für Mn, P und S[74]

In **Abb. 6.05** ist im Bereich des Kantenfehlers die Elementverteilung von Mangan, Phosphor und Schwefel kenntlich gemacht. Dabei ist deutlich die Erstarrungslinie sichtbar, welche durch die randnahe Lage zum Aufreißen bei der Warmumformung geführt hat.

Die Aufnahmen zeigen außerdem, dass das Erstarrungsgefüge unterhalb der Erstarrungslinie durch gröbere Dendritenarme gekennzeichnet ist. Damit ist auch das spröde Werkstoffverhalten zu erklären, wenn dieses Gefüge durch Aufschmelzvorgänge oberflächennah ausgebildet wird.

Der Walzversuch (130mm^2 auf 100mm^2) hat gezeigt, dass die wellenförmige Erstarrungslinie beim gebleiten Automatenstahl 11 SMnPb30 für das Auftreten von Oberflächenfehlern verantwortlich ist. Somit ist die Ursache für die Schalen am Draht nicht vorrangig bei den Umformparametern in der Drahtstrasse in Hochfeld zu suchen.

6.2 Heißzugversuche

In den verschiedenen Gießversuchen für Invex®- und Standardkokillen konnte ein deutlicher Ausbringensunterschied zwischen dem Automatenstahl mit und ohne Blei festgestellt werden. Dabei zeigte die Automatenstahlvariante ohne Blei deutlich weniger Oberflächenfehler als die Variante mit Blei. Eine Erklärung dafür konnten ältere Untersuchungen nicht liefern.

Aufschluss darüber sollten Heißzugversuche geben, die im Forschungs- und Entwicklungsinstitut im französischen Gandrange, der ArcelorMittal Gruppe, in Auftrag gegeben wurden.

Dabei sollten insbesondere die unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften wie Heißzugfestigkeit von randnahen Kanten und Flächenbereichen für die beiden Automatenstahlvarianten herausgestellt werden.

Für die Durchführung der Heißzugversuche ist ein in Frankreich entwickeltes Verfahren namens DITHEM® zum Einsatz gekommen[93].

Der DITHEM®- Dilato-Plastometer ist ein thermo-mechanischer Testsimulator, mit dem für unterschiedliche Aufheiz- und Abkühlbedingungen im Temperaturbereich zwischen Raumtemperatur und 1500°C mechanische und elektrische Werkstoffeigenschaften Festigkeit, Brucheinschnürung oder elektrischer Widerstand bestimmt werden können.

Durch Variierung der Zerreißgeschwindigkeiten zwischen 0,005 mm/s und 100 mm/s können verschiedenste, in der Stahlherstellung, Prozesse wie Gießen und Walzen oder Schmieden simuliert werden.

Die Zugproben für den DITHEM®-Testsimulator haben eine Länge von 25 mm und einen Durchmesser von 2,5-4 mm.

Durch die Tatsache, dass sehr kleine Proben zum Einsatz kommen, ist man in der Lage jeden Bereich des Vormaterials in feinen Abständen zu untersuchen.

Insbesondere können so die unterschiedlichen Zonen, wie die sehr dünne Speckschicht und der gerichtet erstarrte Bereich in Richtung der Wärmeabfuhr des Knüppelvormaterials, werkstofftechnisch untersucht werden.

Abb. 6.06 zeigt schematisch die Funktionen des DITHEM®-Dilato-Plastometers.

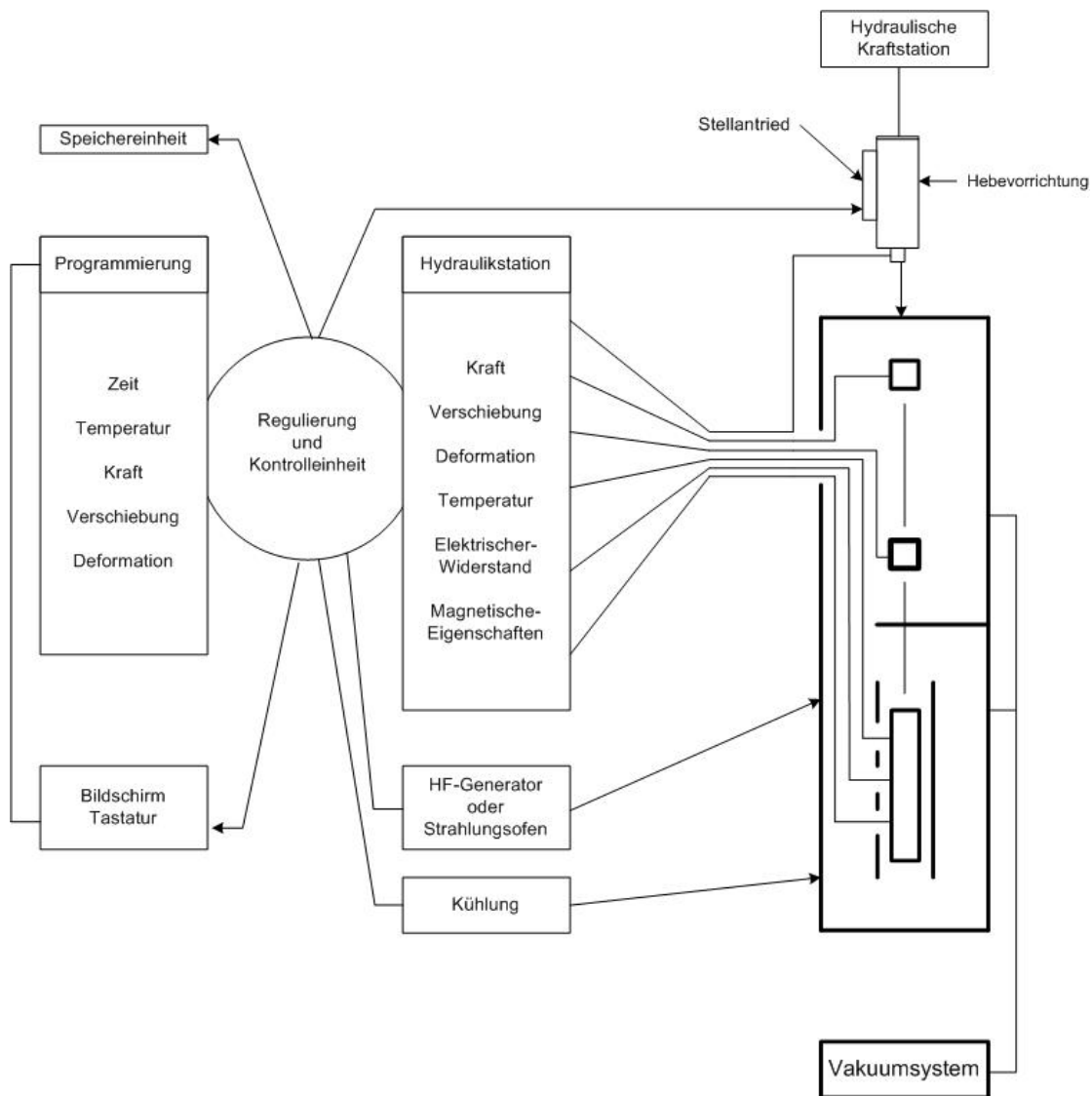


Abb. 6.06: Schema DITHEM®-Dilato-Plastometer[93]

Die für die erste Testreihe verwendeten Zielanalysen der gebleiten und ungebleiten Automatenstähle zeigt **Tabelle 5.1**.

Element	C	Mn	P	S	Pb	Si	[N]	[O]
Min (wt %)	0.07	1.15	0.06	0.28	---	---	0.008	0.004
Max (wt %)	0.09	1.25	0.09	0.31	---	0.01	0.012	0.005

Tab. 6.1: Zielanalyse Automatenstähle mit und ohne Blei

Der Wert der Duktilität eines Werkstoffs wird durch die Bruchdehnung [Z] beschrieben und in Prozent [%] angegeben. Die Bruchdehnung ist durch die Gleichung:

$$Z[\%] = \frac{S_0 - S_b}{S_0} \quad (6.1)$$

Mit S_0 = Anfangsdurchmesser und S_b = Durchmesser an der Bruchstelle

Um den Walzprozess der Vorstrasse in der Walzstrasse der ArcelorMittal Hochfeld zu simulieren, wurde eine Einzugsgeschwindigkeit für einen Enddurchmesser am Walzdraht von 5,5 mm mit 13 cm/s zugrunde gelegt. Dies entspricht einer Umformgeschwindigkeit von 5 mm/s und einer Dehnungsrate von $0,25 \text{ s}^{-1}$.

Die Dehnungsrate ist wie folgt beschrieben:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{V_m}{L_0} \quad (6.2)$$

mit V_m = Geschwindigkeit der Zugmaschine und L_0 = Länge der Zugprobe.

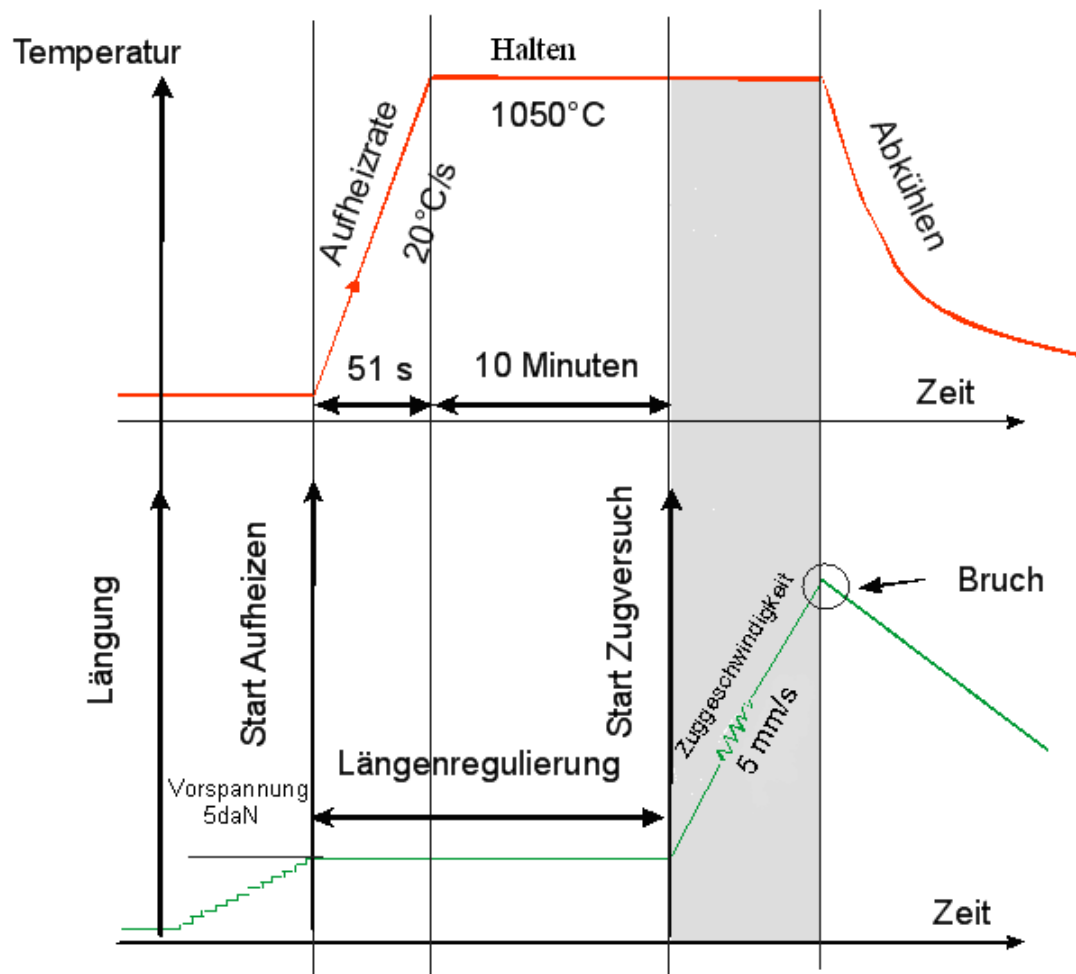


Abb. 6.07: Prozessschema beim Heißzugversuch im Dilato-Plastometer

Probenplan für Heißzugversuche DITHEM aus Direktstrang (Invex)

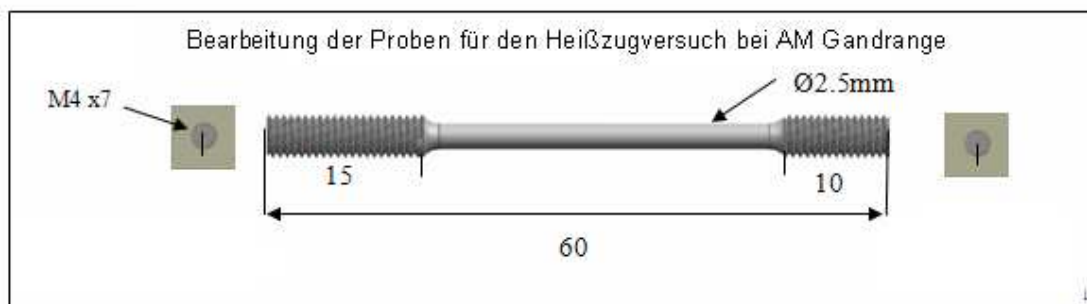
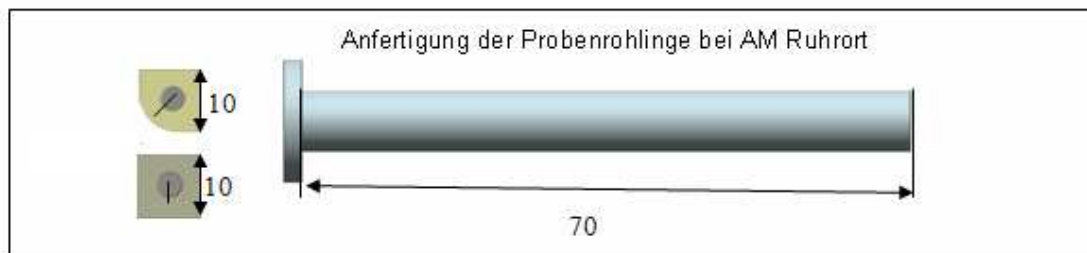
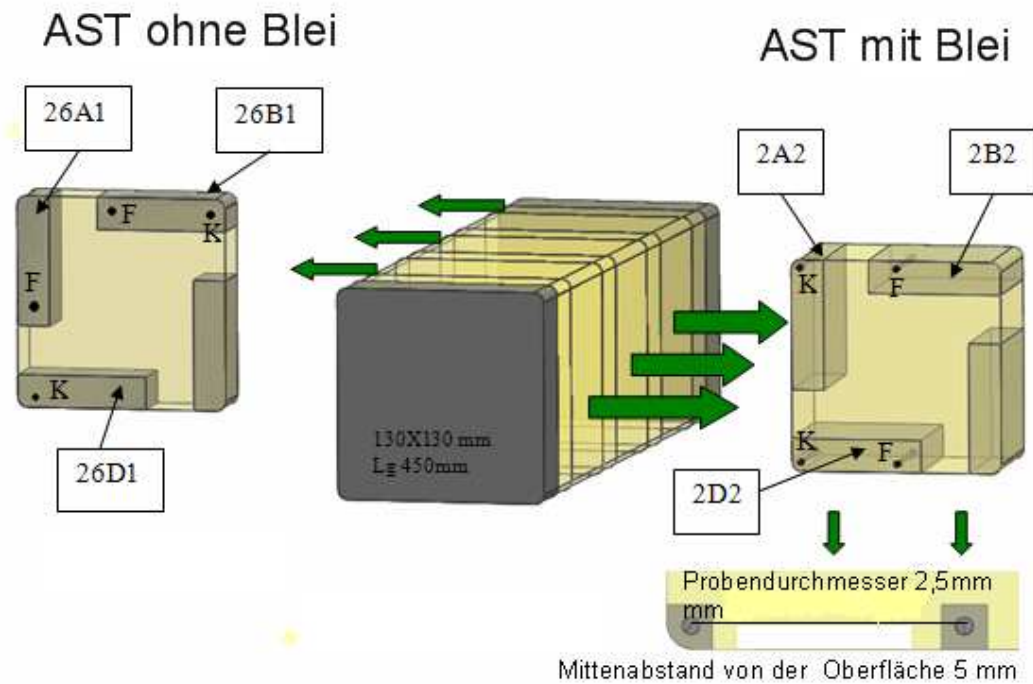


Abb.6.08:Probenplan für Heißzugversuche DITHEM® aus Invex®-Knüppel-Vormaterial

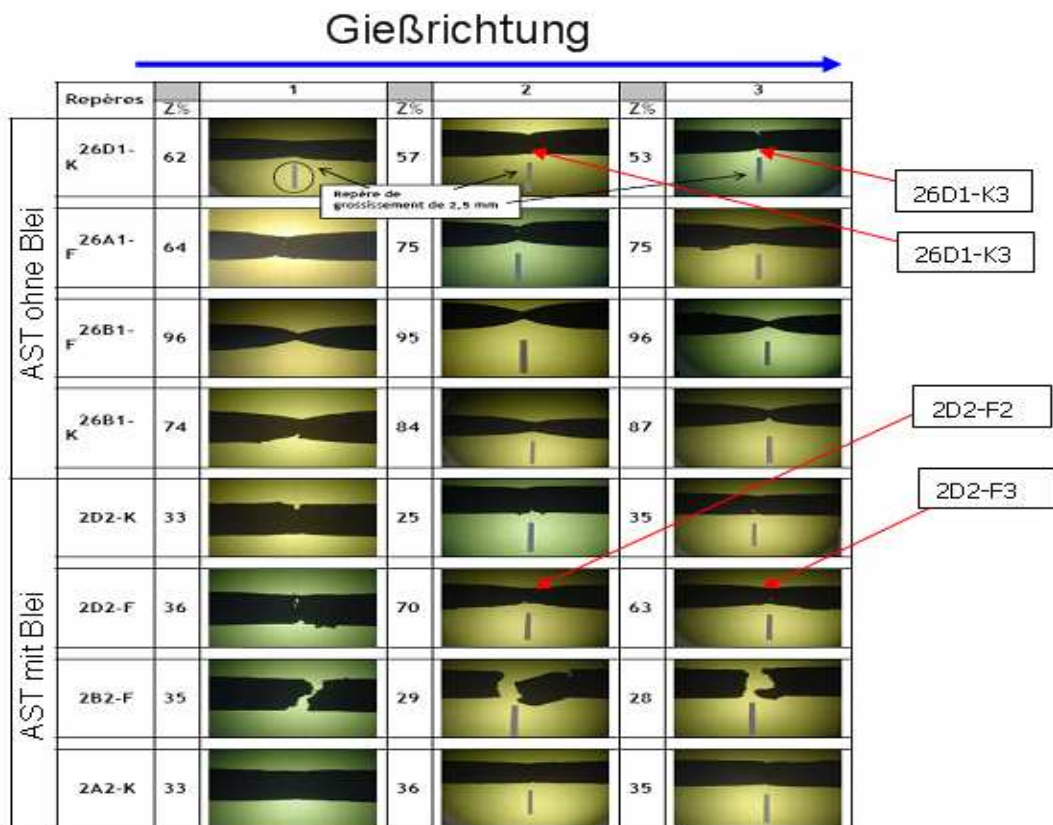


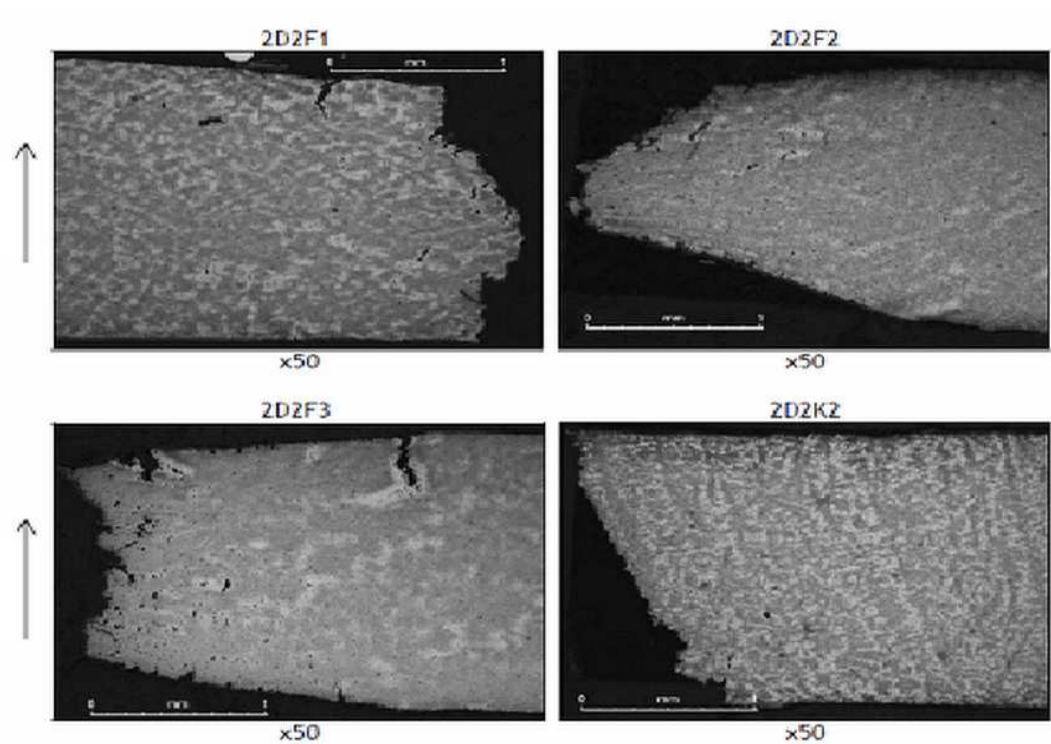
Abb. 6.09: Morphologie der Bruchproben von gebleiten und ungebleiten Automatenstahl aus Invex®-Vormaterial[94]

	Probennummer	Qualität	Ergebnisse der Heißzugversuche 1. Versuchsreihe					
			F _{max} (DaN)	S _{apparent} (Mpa)	Bruchdehnung gemessen mm	Bruchdehnung berechnet mm	Bruchdehnung [Z] (%)	Temperatur [°C]
AST ohne Blei	26 A 1-F 1	11SMn30	40	81	4,5	4,5	64	1056
	26 A 1-F 2		38	77	5,3	5,3	75	1053
	26 A 1-F 3		38	78	4,8	4,6	75	1048
	26 B 1-F 1		34	69	5,6	5,6	96	1050
	26 B 1-F 2		40	80	6,5	6,1	95	1050
	26 B 1-F 3		35	72	5,9	6	96	1043
	26 B 1-K 1		40	81	5,6	4,6	74	1054
	26 B 1-K 2		34	69	4,7	4,7	84	1045
	26 B 1-K 3		37	75	5	5,1	87	1048
	26 D 1-K 1		44	90	4,5	3,7	62	1053
	26 D 1-K 2		41	83	3,4	3,4	57	1048
	26 D 1-K 3		38	77	3,4	3,4	53	1045
AST mit Blei	2 A 2 - K 1	11SMnPb30	43	87	2,5	2,8	33	1052
	2 A 2 - K 2		40	80	3,1	2,8	36	1050
	2 A 2 - K 3		43	86	2,4	2,3	35	1047
	2 D 2 - K 1		41	84	2,7	2,4	33	1059
	2 D 2 - K 2		41	83	2,4	2,2	25	1050
	2 D 2 - K 3		35	72	2,5	2,7	35	910
	2 B 2 - F 1		40	81	3,7	3	35	1049
	2 B 2 - F 2		37	75	---	5,9	29	1050
	2 B 2 - F 3		37	74	2,6	2,2	28	1032
	2 D 2 - F 1		37	75	3,3	2,9	36	1050
	2 D 2 - F 2		38	77	4,6	4,7	70	1048
	2 D 2 - F 3		35	72	3,6	3,5	63	1046

Tab. 6.2:Heißzugergebnisse der 1. Versuchsreihe für gebleiten und ungebleiten Automatenstahl[94]

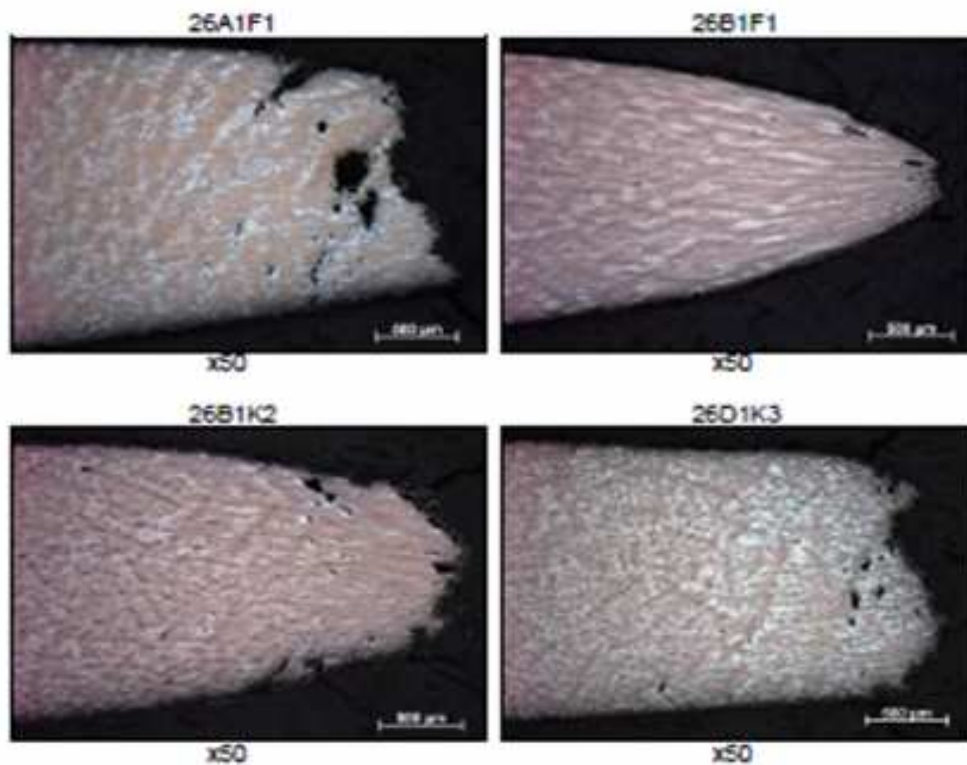
In **Tabelle 6.2** sind die Ergebnisse der ersten Heißzugversuche tabellarisch dargestellt. Der ungebleite Automatenstahl zeigt deutlich höhere Werte der Bruchdehnung. Zwar erreicht die gebleite Variante in Einzelfällen 63 bzw. 70 % Bruchdehnung, insgesamt liegen aber 10 von 12 Proben unter 40 % [Z], was einen sehr schlechten Wert für die Heißzähigkeit eines Walzvormaterials darstellt.

Aufschluss über diesen Sachverhalt sollten metallografische Bruchmusteruntersuchungen liefern. Dazu wurden metallografische Schliffe von Bruchmustern mit sehr unterschiedlichen Werten der Bruchdehnung angefertigt und nach Le Chatelier geätzt. **Abb. 6.10** zeigt die geätzten Proben in 50facher Vergrößerung.



	Brucheinschnürung [%]	Makroseigerungen	Dendritenstruktur
2D2F1	35	vorhanden	ungerichtet
2D2F2	72	vorhanden	ungerichtet
2D2F3	65	vorhanden	ungerichtet
2D2K2	25	nicht vorhanden	Fein und parallel zur Bruchfläche

Abb.6.10: Metallografische Bruchmusteruntersuchung für verschiedene Werte der Brucheinschnürung für den gebleiten Automatenstahl[95]



	Brucheinschnürung [%]	Makroverzögerungen	Dendritenstruktur
26A1F1	64	vorhanden	grob und parallel zur Bruchfläche
26B2F1	95	vorhanden	ungerichtet
26B2K2	84	nicht vorhanden	fein ungerichtet
26D1K3	53	nicht vorhanden	Fein und parallel zur Bruchfläche

Abb. 6.11: Metallografische Bruchmusteruntersuchung für verschiedene Werte der Brucheinschnürung für den unverbleiten Automatenstahl[95]

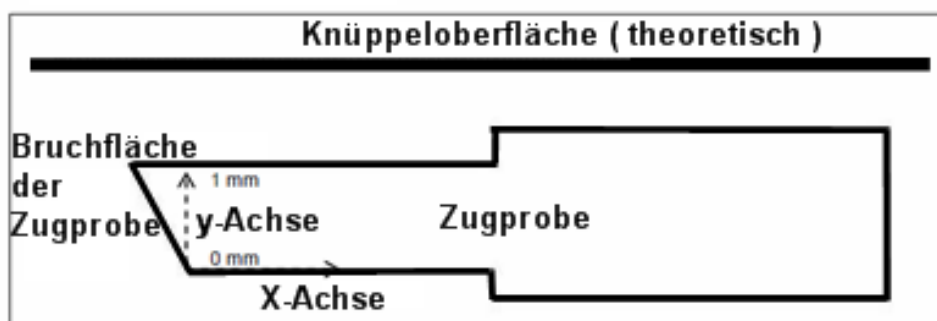
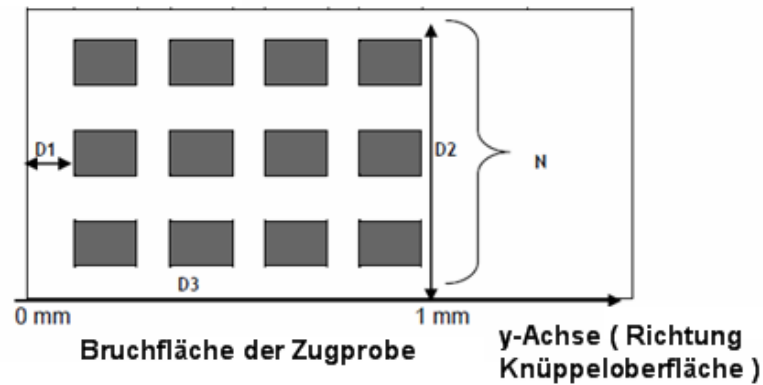


Abb. 6.12: Orientierungsrichtung der Zugprobe innerhalb des Vormaterials



D1: Entfernung von der Bruchoberfläche = 0,1 mm

D2: Breite der untersuchten Fläche = 1 mm

D3: Länge der untersuchten Fläche = 1 mm

N: Anzahl der untersuchten Flächen = 50

SEM/ EDX Parameter:

Vergrößerung: 1000fach

Auflösung: $0,51 \mu\text{m}^2$

Bildgröße: $10843 \mu\text{m}^2$

Abb. 6.13:Untersuchungsraster der Bruchfläche

Probe	Qualität	Z [%]	MnS		Pb	
			Dichte [1/mm ²]	Flächeanteil	Dichte [1/mm ²]	Flächeanteil
2D2F2	11SMnPb30	70	~ 2000	~ 3 μm^2	~ 500	~ 1-1.5 μm^2
2D2K2		25	~ 2000-2500	~ 3 μm^2	~ 500	~ 1-1.5 μm^2
26A1F1	11SMn30	64	~ 5000-6000	~ 3-4 μm^2	/	/
26B1F1		96	~ 6000-7000	~ 3-4 μm^2	/	/
26B1K2		84	~ 8000	~ 2-3 μm^2	/	/
26D1K3		53	~ 9000	~ 2-3 μm^2	/	/

Tab.6.3:Ergebnistabelle der untersuchten Bruchmuster

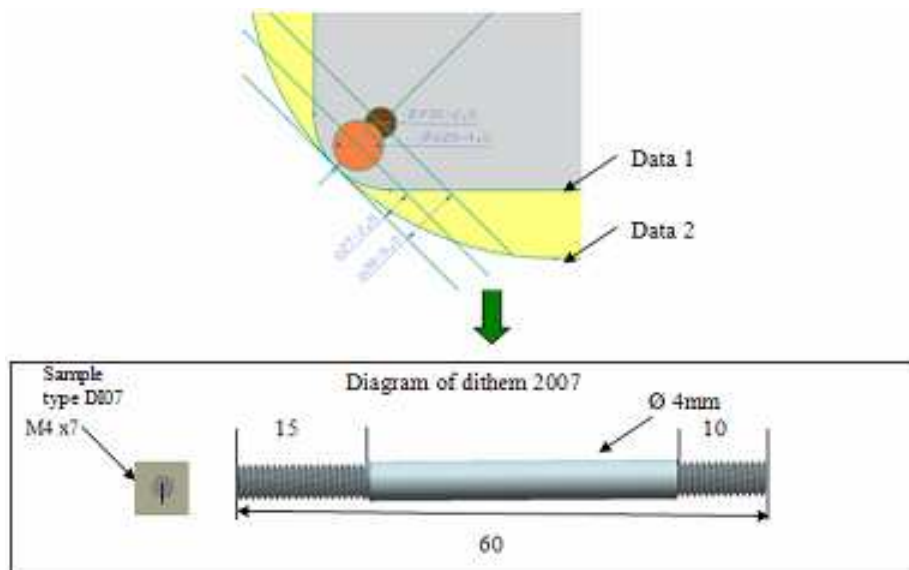


Abb.6.14:Probenplan für Heißzugversuche DITHEM® aus Invex®-Knüppel-Vormaterial

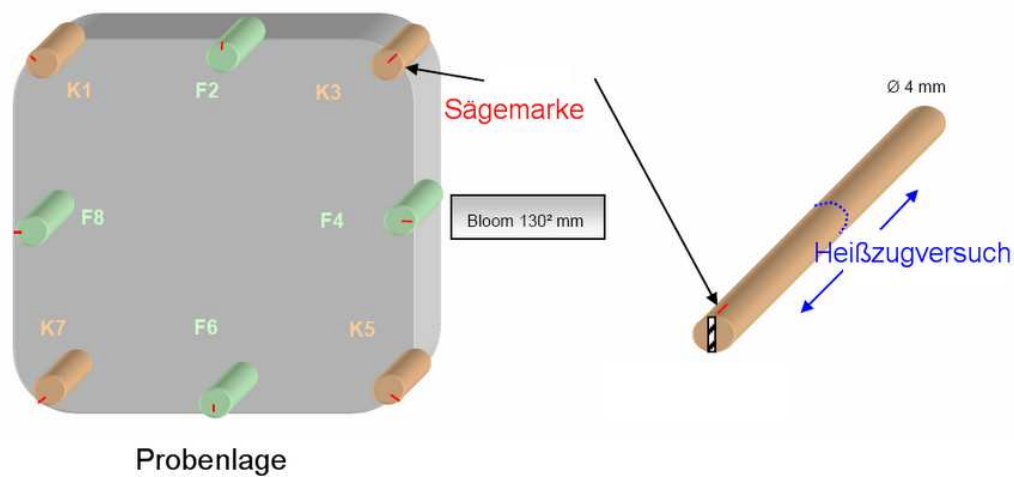


Abb. 6.15: Probenplan für Heißzugversuche

		Flächen				Kanten			
		F2	F4	F6	F8	K1	K3	K5	K7
11SMn30	Z [%]	97	96	97	94	96	98	94	96
		97	96	96	92	97	95	93	94
	Dehnung [mm]	7.52	7.13	7.18	6.57	7.18	7.30	7.01	7.18
		7.80	7.30	7.24	6.73	6.29	7.18	6.68	6.90
	max. F [MPa]	73.4	74.9	74.1	78.2	76.0	70.8	74.5	76.0
		74.9	74.6	75.3	77.2	68.2	76.0	74.9	78.6
11SMnPb30	Temperatur [°C]	1053	1056	1058	1065	1056	1053	1056	1056
		1065	1056	1058	1062	1062	1066	1056	1054
	Z [%]	88	90	88	86	82	86	89	80
		90	87	92	88	87	62*	90	96
	Dehnung [mm]	6.29	6.57	6.51	6.51	6.00	6.29	6.79	5.89
		6.73	6.85	6.40	6.23	5.89	4.66	6.12	6.34
	max. F [MPa]	73.8	76.5	76.1	72.7	74.6	75.4	75.4	73.5
		71.7	75.0	67.5	71.9	68.0	76.9	65.1	42.6
	Temperatur [°C]	1069	1094	1061	1067	1063	1065	1067	1053
		1050	1053	1105	1067	1083	1079	1047	1080

Tab.6.4: Ergebnisse der Heißzugversuche für Flächen- und Kantenbereiche

6.3 Berechnungen mit Factsage

Da die Unterschiede der beiden Stahlsorten 11SMnPb30 und 11SMn30 hinsichtlich des Erstarrungsverhaltens durch obige Versuche offensichtlich wurden, ist der Versuch gestartet worden, diese Verhalten während der Primärerstarrung auch mittels Factsage erklären zu können.

Abb. 6.16 zeigt den Vergleich der Phasendiagramme von 11SMnPb30 und 11SMn30. Hier ist zu erkennen, dass sich der Bereich des Delta-Ferrit bei der Zugabe von Blei aufweitet. Dies hat zur Folge, dass dieser Stahl im Gegensatz zur ungebleiten Variante, eher peritektisch verhält.

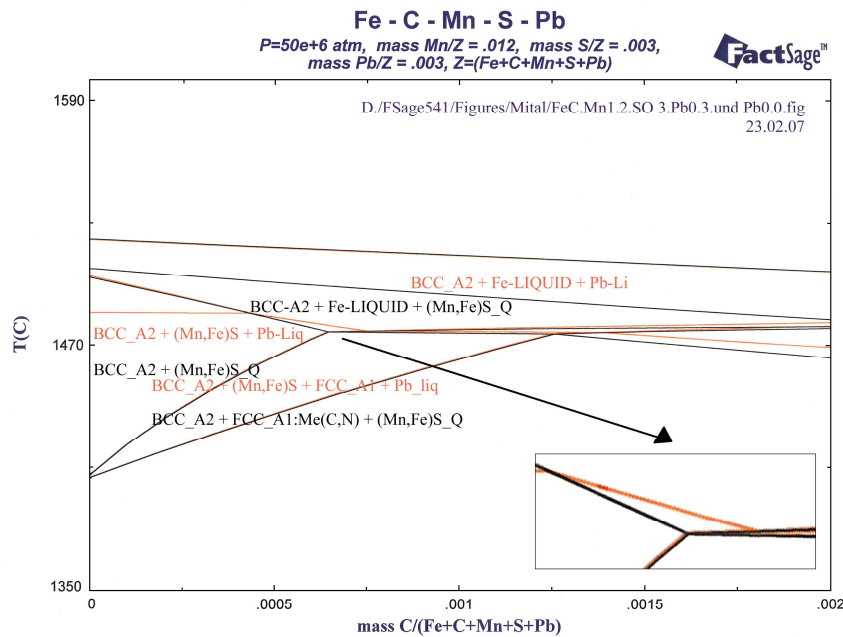


Abb. 6.16: Vergleich der Phasendiagramme von gebleitem (rot) und nicht gebleitem Automatenstahl (schwarz) im Bereich der Primärerstarrung

Kapitel 7

Zusammenfassung der Ergebnisse und Diskussion

In einem gemeinsamen Entwicklungsprojekt der ArcelorMittal Ruhrort GmbH und der Concast AG, heute SMS Concast, ist im Zeitraum zwischen Januar 2004 und November 2007 eine Kokille mit spezieller Hohlraumgeometrie und Verbundbauweise an der Knüppelanlage getestet worden[66],[91],[92]. Das Gießformat der Knüppelanlage ist 130 mm² bei einem Gießradius von 9 Metern. Das Qualitätsspektrum geht von niedriglegierten Ziehgüten über Kaltstauchgüten, sowie Federstahl, Spannstahl-bzw. Stahlkordqualitäten. Eine Spezialität stellt der bleilegierte Automatenstahl dar, der hinsichtlich der Qualitätsanforderungen, bezüglich Oberflächengüte und technologischer Anforderungen, wie z.B. Zerspanbarkeit, besondere Kenntnisse der Erstarrungsvorgänge innerhalb der Kokille verlangt. Das Knüppelvormaterial wird in der dreiadrigen Drahtstrasse der ArcelorMittal Hochfeld gewalzt und online mittels Heißdrahtprüfung auf Oberflächenfehler geprüft. Auf diese Weise konnten die Auswirkungen verschiedener Kokillengeometrien und Gießparameter auf die Oberflächenbeschaffenheit des Walzdrahtes bewertet werden.

Der Einsatz der Invex®-Kokille im Werk Ruhrort kann insofern als erfolgreich gewertet werden, als dass die Produktivität, als auch die Produktqualität, insbesondere für intensiv gekühlte harte Drahtgüten oder Kaltstauchgüten, verbessert werden konnte (**Abb. 4.21**). Dabei konnten Gießgeschwindigkeiten von bis zu 4,0 m/min ohne negative Auswirkungen auf Produktqualität oder Prozessführung realisiert werden.

Leider konnten bei der Stahlmarke 11SMnPb30 keine Verbesserungen hinsichtlich Schalen am Draht erzielt werden. Obwohl die Knüppel bei der Oberflächeninspektion keine oder nur wenige Fehler (Kanten bzw. Längsrisse) zeigten, kam es in der Drahtstrasse zu massiven qualitativen Ausbringungsverlusten, wobei der Automatenstahl ohne Blei, hinsichtlich Schalen, unauffällig war.

Der bleilegierte Automatenstahl, hergestellt im Knüppelformat 130 mm², ist seit Beginn der Umstellung von der Vorblockroute auf die weniger kostenintensive Knüppelroute immer wieder durch große Schwankungen bezüglich der Oberflächenqualität gekennzeichnet. Vor dieser Problematik haben auch schon andere Stahlhersteller gestanden oder stehen noch davor, wie aus der Fülle der Literaturstellen zu diesem Thema geschlossen werden kann[76],[77],[78].

Nachdem die Heißdrahtprüfergebnisse für den gebleiten Automatenstahl eine deutliche Verschlechterung der Oberfläche am Walzdraht für die Invex®-Kokille im Vergleich zur Standard Convex®-Kokille zeigte, löste dieses Ergebnis bei den beteiligten Entwicklern zunächst ein gewisses Unverständnis aus. Warum sollte der positive Effekt des neuen Kokillenkonzpts sich nicht beim Automatenstahl mit Blei zeigen?

Um einen Einfluss der Konti-Walzstrasse in Hochfeld auf die Oberflächenergebnisse beim Automatenstahl ausschließen zu können, wurden in der Knüppelstrasse in Ruhrort 12 Knüppel zugfrei von 130² auf 100² ausgewalzt. Hierbei zeigte sich das gleiche qualitative Ergebnis wie in der Drahtstrasse: der bleilegierte Automatenstahl wies tiefe Oberflächenfehler auf, während der ungebleite Automatenstahl fehlerfrei war. Ein Einfluss der Walzbedingungen (Ofen, Drallen) konnte dadurch ausgeschlossen werden.

Aufgrund dieser Ergebnisse sind die weiteren Untersuchungen auf den Automatenstahl konzentriert worden.

Anhand von Quer- und Längsbaumanscheiben ist daraufhin die Morphologie der beiden unterschiedlichen Stahlsorten 11SMn30 und 11SMnPb30 untersucht worden, wobei deutliche Unterschiede in der Ersterstarrung sichtbar wurden. Die in dieser Arbeit so genannte Ersterstarrungslinie zeigte beim 11SMnPb30 eine wellenförmige, zum Teil bis an die Oberfläche, reichende Struktur. Beim 11SMn30 hingegen eine gleichmäßige, in einem Abstand zur Oberfläche von 10 bis 15 mm. Die Gleichmäßigkeit dieser Linie zeugt von einer gleichmäßigeren Wärmeabfuhr in der Kokille. Diese gleichmäßige Wärmeabfuhr wird erreicht, indem die Strangschale auf dem Weg durch die Kokille gut anliegt, weil die Kokillengeometrie auf die hypoperitektische Stahlanalyse optimal abgestimmt ist.

Aufgrund dieser Ergebnisse ist die Kokillenkonzizität für die Invex®-Version 2 in Richtung einer mehr parabolischen Geometrie mit stärkerer Konizität in den Kanten geändert worden. Mit dieser Geometrie wollte man der eher peritektischen Erstarrung des bleilegierten Automatenstahls gerecht werden. Die Annahme, dass der Automatenstahl mit Blei eher peritektisch erstarrt, kommt aus der jahrelangen praktischen Erfahrung der Gießer, die ohne geeignete Kokille bei dieser Stahlsorte mit erhöhter Durchbruchrate und rauen Knüppeloberflächen, rechnen mussten.

Die Ergebnisse der Heißdrahtprüfung für die Invex®-Version 2 waren im Vergleich zur Version 1 zwar besser, konnten aber die Oberflächenergebnisse der Standardkokille für den Automatenstahl mit Blei nicht erreichen. Außerdem erzeugte der stärkere Kantenkonus Kleberdurchbrüche bei hochgekokhten Stahlgüten.

Auch die dritte Testversion konnte im Vergleich zur Standard-Convex-Kokille mit 6 mm Kantenradius keine Verbesserung erzielen. Insgesamt sind die Heißdrahtprüfergebnisse im Vergleich zu den Invex®-Versionen 1 und 2 nochmals verbessert worden, letztendlich hat aber dieses Ergebnis dazu geführt, dass die Invex®-Kokille in Duisburg Ruhrort nicht eingeführt wurde.

Mittelpunkt der weiteren Untersuchungen war die Ursachenfindung dieser für viele überraschenden Ergebnisse. Insbesondere die Tatsache, dass der ungebleite Automatenstahl, bei sonst gleicher Analyse wie der gebleite Automatenstahl, ein derart anderes Erstarrungsverhalten und möglicherweise deshalb ein deutlich besseres Ausbringen in der Walzstrasse hat.

Bei der Auswertung der Temperaturdaten konnte der Zusammenhang zwischen Kokillenkonzentration und lokaler Temperatur der Kupferkokille reproduzierbar dargestellt werden. Legt man einer optimalen Kokillengeometrie zugrunde, dass die Differenz der mittleren Temperaturen in der Kokillenwand im Umfang und jeder Stelle über die Kokilllänge ein Minimum annehmen soll, trifft diese Hypothese für die Invex®-Version 3 zu. Scheinbar geht dieser Zusammenhang auch mit den besseren Ergebnissen der Heißdrahtprüfung im Walzwerk einher, da es bei dieser Geometrie zu einem besseren Kontakt Strangschale-Kupfer längs der Kokille gekommen ist.

Die Vermessung der Sekundärdendritenabstände in Kanten- und Flächenbereichen spiegelte ein sehr heterogenes Bild der Wärmeabfuhr in der Strangschale wieder. Dieses Ergebnis bestätigte, dass sich in den Temperaturmessungen gewonnenes Bild, eines sich ständig ab und anliegenden Stranges. Diese Sachhalte deuteten, wie auch schon früher vermutet, auf die peritektische Erstarrung der bleilegierten Automatenstähle hin, obwohl diese Stahlgüte aufgrund der Analyse hypoperitektisch erstarren sollte.

Den Zusammenhang zwischen Ersterstarrungsgefüge und Heißbrissanfälligkeit von Automatenstahl mit und ohne Blei haben Heißzugversuche im französischen Werkstoffinstitut der ArcelorMittal Gruppe aufgezeigt. Eine erste Versuchsreihe zeigte, dass Zugproben aus Kantenbereichen des bleilegierten Automatenstahl sehr niedrige Werte für die Heißzugfestigkeit hatten. Proben aus Flächenbereichen hatten dagegen etwas höhere Werte. Im Vergleich zum ungebleiten Automatenstahl unterlagen die Werte für die Bruchdehnung einer höheren Streuung. Die Streuung der Bruchdehnungswerte ist mit der Lage der Probe, in Bezug auf die Ersterstarrungslinie in Verbindung gesetzt worden. Wie auf den Baumannabzügen deutlich zu erkennen, ist diese Linie auf den Proben beim Automatenstahl mit Blei sehr unregelmäßig in Bezug auf den Abstand zur Oberfläche. Daher ist die sogenannte Speckschicht (Chill-Zone) unterschiedlich dick. Liegt die Probenentnahme innerhalb der Speckschicht, ist bei beiden Stahlsorten ein guter Wert (90-95 % Z) zu erwarten.

Unterhalb der Speckschicht, im gerichtet dendritischen Bereichs, liegen die Werte entsprechend niedrig (15-35 %Z). Die unregelmäßige Ausbildung der Speckschicht wird durch die peritektische Erstarrung und damit verbundenen Aufschmelzvorgängen in Bereichen erklärt, wo die Strangschale von der Kokillenwand abhebt.

In einer zweiten Versuchsreihe sind die Proben gezielt innerhalb der Speckschicht entnommen worden. Diese Proben zeigten sowohl für den gebleiten, als auch für den ungebleiten Automatenstahl, gute Bruchdehnungswerte.

In der Literatur ist der Zusammenhang zwischen verschiedenen Mechanismen der Ersterstarrung und der Heißbrissanfälligkeit in vielen Veröffentlichungen beschrieben.

Wolf [60] beschreibt in seiner Habilitation den Zusammenhang zwischen Anfangserstarrung und Oberflächenqualität von peritektisch erstarrenden Stählen. Darin beschreibt Wolf das sich sprunghaft ändernde Verhalten der

Rissempfindlichkeit in Abhängigkeit der Stahlzusammensetzung innerhalb des Peritektikums, welches je nach Autor zwischen 0,09- 0,17 % Kohlenstoff, angegeben wird. Dabei weist ein Stahl mit rein ferritischer Primärerstarrung eine raue Oberfläche mit irregulären Strangschalendicken, vergesellschaftet mit hohem Rissbefall, auf. Diese Ausführungen von Wolf [60] decken sich mit den in dieser Arbeit beobachteten Phänomenen beim bleilegierten Automatenstahl 11SMnPb30.

In einer Veröffentlichung von Wolf und Kurz [61] wird das Erstarrungsverhalten der Kohlenstoffstähle als Funktion des Kohlenstoffgehaltes maßgeblich von der Mikroseigerung von Phosphor und Schwefel beeinflusst.

Die Autoren erklären dies in erster Linie mit der Tatsache, dass Kohlenstoff die Kristallstruktur der primären Phase während der Erstarrung steuert. Zunehmende Kohlenstoffgehalte verändern die primäre Phase von Ferrit zu Austenit mit entsprechender Auswirkung auf die Mikroseigerung von Phosphor und Schwefel aufgrund des immer größer werdenden Erstarrungsintervalls.

Wolf und Kurz [61] zeigen in **Abb. 8.01** ein lokales Maximum des Erstarrungsintervalls für einen Kohlenstoffgehalt von 0,1 % C.

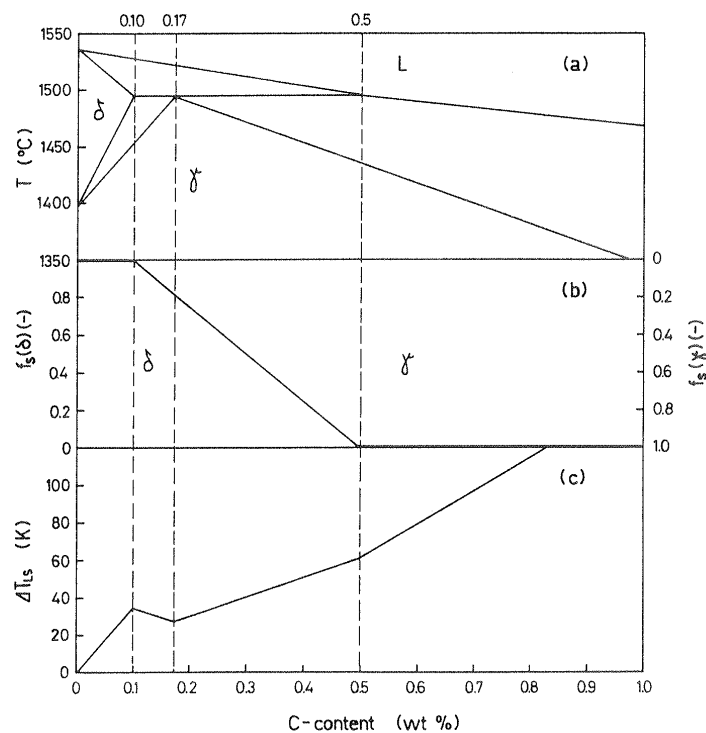


Abb. 7.01: Ausschnitt aus dem Eisenkohlenstoffdiagramm (a), Anteil fester Phasen Ferrit /Austenit (b), Erstarrungsintervall (c) [61]

Dadurch könnte das Auftreten von Mikroseigerungen von Phosphor und Schwefel im Randbereich des gebleiten Automatenstahls direkt unterhalb der Speckschicht erklärt werden.

Shridar und andere [62] erklären den hohen Oberflächenfehlerbefall am Walzdraht aus ungebleiten Automatenstahl 11SMn30 durch die Gegenwart von eisenreichen (Fe,Mn)S Mangansulfide, die vornehmlich auf den Korngrenzen ausgeschieden werden und so zu einem spröden Werkstoffverhalten führen. Die

Entstehung dieser eisenreichen Mangansulfide im Randbereich wird in dieser Veröffentlichung durch Manganseigerungen zurückgeführt. Durch ein ungünstiges Mn zu S Verhältnis entstehen so die unerwünschten eisenreichen Mangansulfide.

Zur Unterdrückung eisenreicher Mangansulfide wird eine schnelle Wärmeabfuhr in der Kokille empfohlen. Dadurch soll die Diffusion von Mangan und so das Seigerungsverhalten minimiert werden.

Untersuchungen mittels Röntgen-Emissions-Spektroskopie (EDX) im Umfeld der Erstarrungslinie konnten die Existenz der bei Shridar und anderen [62] beschriebenen eisenreichen Mangansulfide nicht bestätigen. Vielmehr lieferten die Untersuchungen mögliche Ursachen für das spröde Werkstoffverhalten im Oberflächenbereich der gebleiten Automatenstahlknüppel.

Die irreguläre Strangschalendicke, und das dadurch verbundene Wiederaufschmelzen der Strangschale, führen zum Auftreten von Phosphorseigerungen unterhalb oder im Bereich dieser nicht gewollten Gefügeanomalie. Da diese Erstarrungslinie zum Teil bis in oder dicht unter die Knüppeloberfläche geht, werden diese Ausscheidungen in Verbindung mit der an sich spröden Struktur, zum Aufbrechen der Strangoberfläche während der Drahtwalzung führen.

Zugversuche von Proben aus dem Bereich dieser Werkstoffungänge untermauern die Ursache.

Aufgrund der Ergebnisse kann festgestellt werden, dass die Zugabe von Blei nicht direkt für die Oberflächenfehler durch Schwächung der Gefügematrix durch Ausscheidungen verantwortlich ist. Inwieweit eine Verschiebung des Kohlenstoffäquivalentes durch Blei in Richtung des Peritektikums überhaupt möglich ist, konnte in dieser Arbeit nicht geklärt werden, zumal eine Wechselwirkung zwischen fester Phase und noch kurz unterhalb der Solidustemperatur flüssiger Bleiphase, theoretisch nicht möglich sein sollte.

Dennoch zeigen die Ergebnisse dieser Arbeit einen deutlichen Zusammenhang zwischen Erstarrungsverhalten der untersuchten Automatenstähle und dem Zusatz von Blei.

Der Vergleich der MnS-Dichten für Vorkblock und Invex®-Kokille zeigte sehr unterschiedliche Verhältnisse für Ecken- und Flächenbereiche. Während für die Ecken der Invex®-Kokille sehr hohe MnS-Dichten und kleine SDAS nachgewiesen werden konnten, zeigte die Vorkblockkokille eher niedrige Dichten in den Ecken für Mangansulfide.

Dieser Sachverhalt ist sicherlich auch ein Grund, warum der Vorkblock bei der Warmumformung weniger Fehler auf den Kanten hat, wenn man der These folgt, dass nicht wenige große, sondern viele kleine Einschlüsse im Randbereich des Vormaterials, den Werkstoff versprödet.

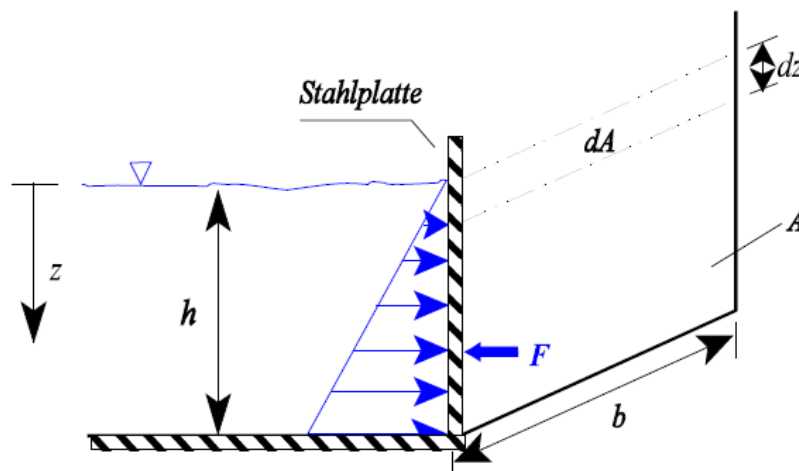
Durch Anpassung der Stahlanalyse hinzu tieferen Kohlenstoffgehalten konnte in einem Versuch mit 0,04 % C nachgewiesen werden, dass dieser Stahl, trotz Bleizugabe, weniger peritektisch erstarrt. Dieser Ansatz könnte mit den Verarbeitern diskutiert werden, da diese Analyse außerhalb der Kundenspezifikation ist.

Für das Vergießen vom gebleiten Automatenstahl bedarf es den Einsatz einer speziell für diese Stahlmarke entwickelter Kokillengeometrie, um eine gleichmäßige Erstarrungsstruktur zu erzeugen.

Dabei sollte der in dieser Arbeit so genannten Erstarrungslinie große Aufmerksamkeit gewidmet werden.

Um eine möglichst gleichmäßige und in ausreichendem Abstand von der Oberfläche liegende (mindestens 15 mm) Erstarrungslinie zu erhalten, sollte der Gießquerschnitt nicht kleiner als 150 mm² gewählt werden, da so ein günstigere Oberfläche zu Volumenverhältnis entsteht als es beim Format 130 mm² gegeben ist. Durch ein höheres O/V-Verhältnis steigt der Druck in der Kokille an, welcher die Strangschale kurz unterhalb des Meniskus an die Kokillenwand drückt und so eine gleichmäßigere Wärmeabfuhr im Umfang der Kokille ermöglicht.

$$F = \int_0^h dF_A = \rho * g * \int_0^h z * dA \quad (\text{Kraft auf beliebige vertikale Platte})$$



Des Weiteren ist es sinnvoll, alle Gießparameter wie Gießgeschwindigkeit, Gießspiegelhöhe, Rührintensität, Gießpulverzugabe, Überhitzung im Verteiler und die Sekundärkühlung so konstant wie möglich zu halten. Durch diese Maßnahme wird die Wärmeabfuhr konstant gehalten, was ebenfalls einen positiven Effekt auf eine gleichmäßige Ausbildung der Erstarrungslinie hat.

Aufgabe einer optimierten Kokille, zur Vermeidung dieser Fehler, ist somit aufgrund einer geeigneten Kokillengeometrie für ein gutes Anliegen der Strangschale während der Erstarrung zu sorgen. Gute Ansätze dazu lieferte die Invox®-Kokille Version 3.

Aufgrund der in dieser Arbeit erzielten Ergebnisse muss man sich von der Vorstellung einer Allround-Kokille, also eine Kokillengeometrie für den Einsatz des kompletten Kohlenstoff und Qualitätsbereiches, lösen.

8. Anhang

8.1 Allgemeines über den Wärmetransport

[82],[83],[84],[85],[86],[87],[88],[89],[90]

Grundsätzlich kann Wärme durch Strahlung und Kontakt übertragen werden. Der Wärmeübergang durch Strahlung erfolgt über die Emission elektromagnetischer Energie und ist daher nicht stoffgebunden. Bei der Wärmeübertragung durch Strahlung gilt für die Wärmestromdichte nach Stefan-Boltzmann

$$\dot{q} = \sigma \cdot \varepsilon \cdot [T_{Umg}^4 - T_{Ob.f.}^4] \quad (8.01)$$

mit $\sigma = 5,67051 \cdot 10^{-8} [\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K}^4)]$ Stefan-Boltzmann-Konstante und ε Emissionsgrad.

Befinden sich die Körper, zwischen denen Wärme übertragen wird, in Ruhe zueinander, so spricht man von Wärmeübertragung durch Leitung. Befinden sich die Körper, zwischen denen Wärme übertragen wird, in Bewegung zueinander, so spricht man von Wärmeübertragung durch Konvektion.

Beim Wärmeübergang durch Konvektion wird freie und erzwungene Konvektion unterschieden. Die Wärmeübertragung bei freier Konvektion entsteht auf Grund von Dichteunterschieden meist als Folge von Temperaturunterschieden. Von erzwungener Konvektion spricht man, wenn die Teilchenbewegung durch äußere Kräfte verursacht wird. Die Berechnung der Wärmeübertragung durch Konvektion geschieht mit Hilfe des Newton'schen Gesetzes

$$\dot{q} = \alpha_{Umg-Ob.f.} \cdot (T_{Umg} - T_{Ob.f.}) \quad (8.02)$$

wobei der Wärmeübergangskoeffizient $\alpha_{Umg-Ob.f.}$ sich auf den Wärmetransfer von der Umgebung an die Körperoberfläche bezieht $[\text{W}/\text{m}^2 \cdot \text{K}]$. Man unterscheidet zwischen der stationären und instationären Wärmeleitung. Bei der stationären Wärmeleitung ist die Wärmestromdichte durch den Körper örtlich konstant. Die Berechnung der Wärmeübertragung durch stationäre Wärmeleitung geschieht mit Hilfe des Fourier'schen Gesetzes

$$\dot{q} = \frac{(T_1 - T_{n+1})}{\frac{S_1}{\lambda_1} + \frac{S_2}{\lambda_2} + \dots + \frac{S_n}{\lambda_n}} \quad (8.03)$$

wobei $\left(\frac{S_1}{\lambda_1} + \frac{S_2}{\lambda_2} + \dots + \frac{S_n}{\lambda_n} \right)$ der Wärmewiderstand und $1, 2, \dots, n$ die Schichtnummer ist.

Bei der instationären Wärmeleitung verändert sich die Wärmestromdichte zeitlich und mit der Koordinate. Instationäre Wärmeleitung spielt in vielen technischen Anwendungsfällen eine entscheidende Rolle. Ihre Berechnung ermöglicht beispielsweise die Beantwortung von Fragen nach der Dauer eines Aufheiz- oder Abkühlvorganges, und nach der abgegebenen oder aufgenommenen Wärme. Grundlage der instationären Wärmeleitung ist die Fourier'sche Differentialgleichung.

8.2 Ableitung der Fourier'schen Differentialgleichung als Grundlage der mathematischen Modellierung thermischer Vorgänge

Alle thermischen Modelle beruhen auf der Fourier'schen Differentialgleichung. Diese läßt sich aus dem 1. Hauptsatz der Thermodynamik und dem Fourier-Gesetz ableiten. Das Fourier'sche Gesetz ist eine lineare Gesetzmäßigkeit zwischen der Wärmestromdichte und der treibenden Temperaturdifferenz

$$\dot{q} = -\lambda \cdot \text{grad}T \quad (8.04)$$

im kartesischen Koordinatensystem

$$\text{grad}T = \frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial T}{\partial y} + \frac{\partial T}{\partial z} \quad (8.05)$$

Im Weiteren wird dargestellt, wie man die Fourier'sche Differentialgleichung erhält.

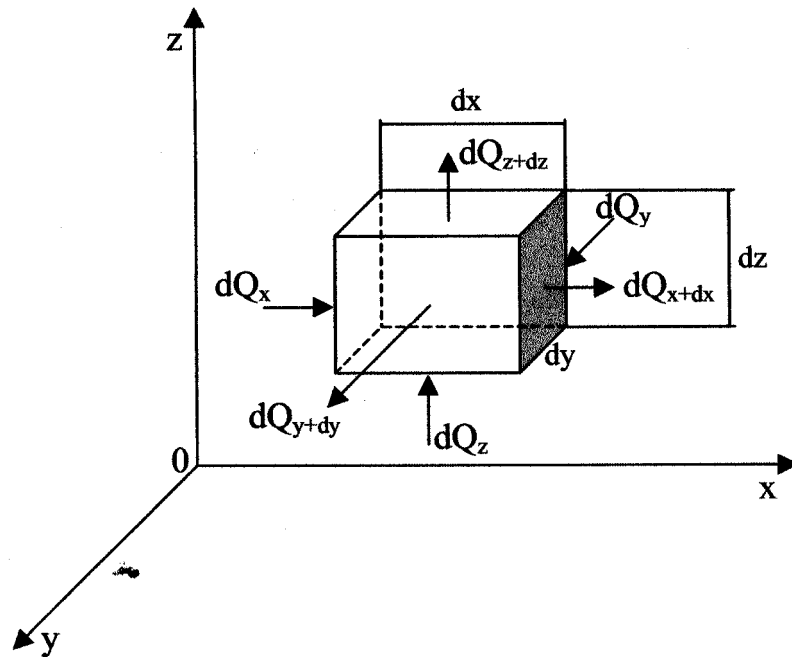


Abb. 8.01: Volumenelement

Betrachtet wird ein Volumenelement von der Größe $dV = dx \cdot dy \cdot dz$, **Abb. 8.01**. Der 1. Hauptsatz der Thermodynamik (Energieerhaltungssatz) für dieses Volumenelement wird in der folgenden Form geschrieben

$$dQ_1 + dQ_2 = dQ \quad (8.06)$$

wobei

- dQ_1 im Volumenelement transportierte Wärme [J], in der Zeit dt [s]
- dQ_2 im Volumenelement freiwerdende Wärme [J], in der Zeit dt [s]
- dQ Änderung der inneren Wärme des Volumenelementes [J], in der Zeit dt [s]
- dQ_x, dQ_y, dQ_z Eingangswärmen in den Koordinatenrichtungen $0X, 0Y$ und $0Z$
- dQ_{x+dx}, dQ_{y+dy} und dQ_{z+dz} Ausgangswärmen in den Koordinatenrichtungen $0X, 0Y$ und $0Z$

Die im Volumenelement transportierte Wärme besteht aus den Anteilen der Koordinatenrichtungen $0X, 0Y$ und $0Z$

$$dQ_1 = dQ_{1,x} + dQ_{1,y} + dQ_{1,z} \quad (8.07)$$

Die transportierte Wärme, zum Beispiel in der Koordinatenrichtung $0X$, ist die Differenz zwischen der Eingangswärme dQ_x und der Ausgangswärme dQ_{x+dx}

$$dQ_{1,x} = dQ_x - dQ_{x+dx} \quad (8.08)$$

Die Eingangswärme in der Zeit dt ist

$$dQ_x = \dot{q}_x \cdot dy \cdot dz \cdot dt \quad (8.09)$$

Die Ausgangswärme in der Zeit dt ist

$$dQ_{x+dx} = \dot{q}_{x+dx} \cdot dy \cdot dz \cdot dt \quad (8.10)$$

Die Funktion \dot{q}_{x+dx} ist stetig für das Intervall dx und wird zerlegt in

$$\dot{q}_{x+dx} = \dot{q}_x + \frac{\partial \dot{q}_x}{\partial x} \cdot dx + \frac{\partial^2 \dot{q}_x}{\partial x^2} \cdot \frac{dx^2}{2!} + \dots \quad (8.11)$$

Da $\frac{\partial^2 \dot{q}_x}{\partial x^2} \cdot \frac{dx^2}{2!} \rightarrow 0$, ergibt sich

$$\dot{q}_{x+dx} = \dot{q}_x + \frac{\partial \dot{q}_x}{\partial x} \cdot dx \quad (8.12)$$

$$dQ_{x+dx} = \left(\dot{q}_x + \frac{\partial \dot{q}_x}{\partial x} \cdot dx \right) \cdot dx \cdot dy \cdot dz \cdot dt \quad (8.13)$$

Die Differenz zwischen den Eingangs- und Ausgangswärme in der Koordinatenrichtung OX ist

$$dQ_{l,x} = - \frac{\partial \dot{q}_x}{\partial x} \cdot dy \cdot dz \cdot dt. \quad (8.14)$$

Mit Hilfe ähnlicher Operationen in der Koordinationsrichtung OY und OZ wird die transportierte Wärme im Volumenelement erhalten

$$dQ_l = - \left[\frac{\partial \dot{q}_x}{\partial x} + \frac{\partial \dot{q}_y}{\partial y} + \frac{\partial \dot{q}_z}{\partial z} \right] \cdot dV \cdot dt \quad (8.15)$$

Eine freiwerdende Wärme im Volumenelement ist zum Beispiel bei der Erstarrung gegeben durch

$$dQ_2 = \Delta h_{Erst} \cdot p \cdot dV \cdot dt \quad (8.16)$$

wobei Δh_{Erst} die spezifische Erstarrungsenthalpie [J/kg] ist.

Die Änderung der inneren Wärme des Volumenelementes dV in der Zeit dt darf man in folgender Form schreiben

$$dQ = c_p \cdot p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \cdot dV \cdot dt \quad (8.17)$$

Setzt man das Fourier-Gesetz (1.4) und (1.15-1.17) in (1.6) ein, dann erhält man die Fourier'sche Differentialgleichung für kartesische Koordinaten

$$c_p \cdot p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \cdot \left[\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right] + \Delta h_{Erst} \cdot p \quad (8.18)$$

wobei

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \nabla^2 T \quad (8.19)$$

die Divergenz der Gradienten oder der Laplace-Operator ist.
Der Laplace-Operator für Zylinderkoordination ist

$$\nabla^2 T = \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial \varphi^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \quad (8.20)$$

mit dem Polarwinkel φ .

Setzt man den Laplace-Operator für Zylinderkoordinaten in (1.17) ein und

berücksichtigt die Rotationsymmetrie $\frac{\partial}{\partial \varphi} = 0$, dann erhält man die Fourier'sche

Differentialgleichung für Zylinderkoordinaten

$$c_p \cdot p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \cdot \left[\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right] + \Delta h_{Erst} \cdot p \quad (8.21)$$

Zur numerischen und analytischen Lösung der Fourier'schen Differentialgleichung benötigt man eine Anfangsbedingung und für jede Koordinatenrichtung zwei Randbedingungen.

Anfangs- und Randbedingungen:

Die Anfangsbedingung ist die Temperaturverteilung im Körper über seinen Querschnitt zum Zeitpunkt $t = 0$. Man unterscheidet zwischen homogenen und inhomogenen Anfangsbedingungen. Die homogene Anfangsbedingung ist

$$T(x, y, z, t = 0) = T_0 = konst \quad (8.22)$$

Die inhomogene Anfangsbedingung beinhaltet eine ortsabhängige Verteilung

$$T(x, y, z, t = 0) = T_0(x, y, z) \quad (8.23)$$

Bezüglich der Wärmeabgabe an der Oberfläche unterscheidet man Randbedingungen 1., 2. und 3. Art. Randbedingungen 1. Art ist eine Vorgabe der Oberflächentemperatur über die Zeit

$$T_{Ob.f.}(x = 0, t) = T(t) \quad (8.24)$$

Randbedingungen 2. Art ist eine direkte Vorgabe der Wärmestromdichte

$$-\lambda \cdot \left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{x=0} = \dot{q}(t) \quad (8.25)$$

Von einer Randbedingung 3. Art spricht man, wenn der Umgebungszustand und die maßgebenden Beziehungen für die übertragene Wärmestromdichte gegeben sind. Wird die Wärme konvektiv an die Umgebung abgeführt, so spricht man von einer linearen Randbedingung 3. Art

$$-\lambda \cdot \left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{x=0} = \alpha_{Umgebung-Ob.f.} \cdot (T_{Umgebung} - T_{Ob.f.}). \quad (8.26)$$

Wird die Wärme durch Strahlung abgeführt, so spricht man von einer nichtlinearen Randbedingung 3. Art:

$$-\lambda \cdot \left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{x=0} = \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T_{Umgebung}^4 - T_{Ob.f.}^4). \quad (8.27)$$

8.3 Numerische Verfahren zur Lösung der Fourier'sche Differentialgleichung

Zur numerischen Behandlung der Fourier'sche Differentialgleichung stehen zwei Verfahren zur Verfügung, das Finite-Differenzen-Verfahren und die Methode der Finiten Elemente. Differenzenverfahren sind einfach zu handhaben und erfordern einen geringen mathematischen Aufwand. Die Methode der finiten Elemente, deren Hauptanwendungsgebiet die Festkörper- und Strukturmechanik ist, stellt erheblich höhere mathematische Anforderungen, sie ist jedoch sehr flexibel. Besonders bei komplizierten Geometrien läßt sie sich der gegebenen Aufgabenstellung gut anpassen und ist hier den Differenzenverfahren vorzuziehen.

8.3.1 Finite Differenzen Methode

Bis heute ist die Finite Differenzen Methode (FDM) die am häufigsten verwendete Methode zur Berechnung von Temperaturfeldern. Die Idee der FDM basiert auf der Definition der partiellen Ableitung und auf der Tayler-Reihen-Entwicklung.

Bei dieser Methode werden die Differentialquotienten

$(\partial T / \partial t), (\partial T / \partial x), (\partial^2 T / \partial t^2)$ durch endliche Differenzenquotienten ersetzt:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{T_x^{t+\Delta t} - T_x^t}{\Delta t} \quad (8.28)$$

$$\frac{\partial T}{\partial x} = \frac{T_{x+\Delta x} - T_{x-\Delta x}}{2 \cdot \Delta x} \quad (8.29)$$

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{T_{x+\Delta x} - 2 \cdot T_x + T_{x-\Delta x}}{\Delta x^2} \quad (8.30)$$

Infolge der verschiedenen Möglichkeiten der zeitlichen Zuordnung der örtlichen Differenzenquotienten zu Ableitung unterscheidet man zwischen dem expliziten und dem impliziten Differenzen-Verfahren. Die Fourier'sche Differentialgleichung für eindimensionale kartesische Koordinaten entspricht der Form

$$\frac{T^{l+\Delta t} - T^l}{\Delta t} = a \cdot \left[\frac{T'_{x+\Delta x} - 2 \cdot T'_x + T'_{x-\Delta x}}{\Delta x^2} \right] \quad (8.31)$$

bei dem expliziten Differenzen-Verfahren und

$$\frac{T^{l+\Delta t} - T^l}{\Delta t} = a \cdot \left[\frac{T^{l+\Delta t}_{x+\Delta x} - 2 \cdot T^{l+\Delta t}_x + T^{l+\Delta t}_{x-\Delta x}}{\Delta x^2} \right] \quad (8.32)$$

bei den impliziten Differenzen-Verfahren.

Viele Differenzengleichungen haben die unerwünschte Eigenschaft, das sich auch sehr kleine Anfangs- und Rundungsfehler beim Fortschreiten der Rechnung mit wachsendem Betrag fortpflanzen und schließlich das Ergebnis völlig verfälschen. Man nennt diese Erscheinung "numerische Instabilität". Die meisten expliziten Differenzen-Verfahren sind nur bedingt stabil, nämlich nur für bestimmte Schrittweiten. Die explizite Gleichung (1.31) ist nur stabil, wenn die Neumann-Bedingung

$$\Delta t \leq \frac{\Delta x^2}{2 \cdot a} \text{ wobei } a = \frac{\lambda}{p \cdot c_p} \quad (8.33)$$

eingehalten wird. Bei sich ändernden thermischen Eigenschaften kann man nicht für jeden Zeitpunkt und beliebige Koordinaten das Verhältnis zwischen Δt (Zeitschritt) und Δx (Koordinatenschritt) finden. Man kann nur beim Maximum der Temperaturleitfähigkeit (a) das Verhältnis zwischen Δt und Δx berechnen und dann für die ganze Berechnung als konstant annehmen. Der Fehler des Differenzen-Verfahrens wird nach dem Runge-Verfahren berechnet:

$$\varepsilon_i^n = \frac{4}{3} \cdot \left(T_i^n(\Delta t, \Delta x) - T_i^n\left(\frac{\Delta t}{4}, \frac{\Delta x}{2}\right) \right) \quad (8.34)$$

8.2.2 Finite Elemente Methode

Die Methode der Finiten Elemente ist ursprünglich in der Baustatik als ein Verfahren zur Erfassung einer großen Mannigfaltigkeit von Formen entwickelt worden. Im Verlauf der Zeit ist sie als eine allgemeine Methode erkannt worden, die sich auf viele technische und physikalische Probleme anwenden lässt. Ihre Bedeutung für die Wärmeleitung wird offensichtlich, wenn man z.B. das Problem betrachtet, die instationäre Wärmeleitung in komplizierten gestalteten Körpern zu berechnen.

Die Methode der Finiten Elemente ist ein Näherungsverfahren, bei dem das betrachtete Gebiet durch gedachte Linien oder Oberflächen in eine Anzahl finiter Elemente zerlegt wird. Dabei wird angenommen, dass die Elemente durch eine bestimmte Anzahl von Knotenpunkten miteinander verbunden sind. Innerhalb der Elemente wird eine analytische Näherungslösung des Problems mit unbestimmten Koeffizienten, z.B. über ein Polynom, angesetzt. Im Unterschied zum Differenzen-Verfahren ist die Näherungslösung nicht nur für die Gitterpunkte, sondern für den gesamten Definitionsbereich gültig. Die unbestimmten Koeffizienten werden über die Lösung von Gleichungssystemen berechnet, die durch Ansetzen der Näherungslösung auf die Knoten entstehen. Ein Beispiel der Aufteilung eines Gebietes in Finite Elemente wird in **Abb. 8.02** gezeigt.

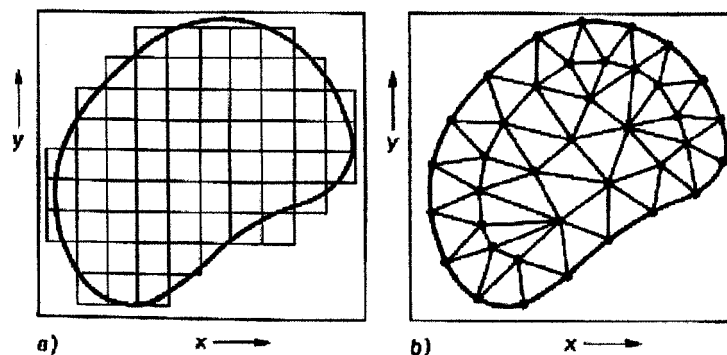


Abb. 8.02: Aufteilung eines Gebietes Gitterpunkte für das explizite und implizite Differenzen-Verfahren (a)
Bereichsaufteilung für das Verfahren der Finiten Elemente (b)

9. Literaturverzeichnis

-
- [1] Wagner,C.: Thermodynamics of alloys, Addison-Wesely, 1952
 - [2] Kinetik metallurgischer Vorgänge bei der Stahlherstellung, Intern.Tagung vom 12.-14.10.1970 im Inst. F. Eisenhüttenwesen, RWTH Aachen, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf 1972
 - [3] Chadwick, G.: Heterogeneous nucleation of metals from their melts, Metals& Materials 3 (1969) 3, pp. 77-83
 - [4] Motz,J: Technologische Vorgänge bei der Erstarrung, Erstarrung metallischer Schmelzen, Vorträge eines Symposiums der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde, 1981, pp. 31-55
 - [5] Schwerdfeger,K.: Metallurgie des Stranggießens, Gießen und Erstarrung von Stahl, Verlag Stahleisen mbH, 1992
 - [6] Flemings,M: Solidificatin Processing (New York:John Wiley, 1974)
 - [7] Bower,T;Brody,H;Flemings,M: Trans.Met.Soc. AIME 236 (1966) pp. 624-634
 - [8] Jacobi,H: Mikrosegierungen und Einschlußbildung bei der Erstarrung, Metallurgie des Stranggießens, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf 1992, ISBN 3-514-00350-5
 - [9] Jacobi,H.; Schwerdtfeger,K.: Met. Trans. 7A (1976) 811-820
 - [10] Frederikson,H.; Stjern Dahl,J: Solidification of Iron-Base Alloys, Metal Science, 16 (1982), pp. 575-585
 - [11] Jacobi,H.; Pitsch,W.: Untersuchung der Kristallisationsabfolge bei der Erstarrung niedriglegierter Stähle, Arch. Eisenhüttenwesens, Nr. 46 (1975), S. 417-422
 - [12] Chipman,J: Metals Handbook, Volume 8, Metals Park, Ohio, 1973, S. 275-276
 - [13] Hougardy,H. Die Umwandlung der Stähle, Teil 1, Stahleisen, Düsseldorf, 1975
 - [14] Chuang,Y; Reinisch,D.; Schwerdfeger,K.: Kinetics of the Diffusion Controlled Peritectic Reaction during Solidification of Iron Carbon Alloys, Metallurgical Transactions A, 6A (1975), S. 235-238
 - [15] Ohtani,H; Hasebe,M; Nishizawa,T.: Calculation of Fe-C, Co-C and Ni-C Phase Diagrams, Transactions ISIJ 24 (1984), S. 857-864
 - [16] Takahashi,T; Ohsas,K.; Tanak,J.: Peritectic Reaction and Delta-Gamma Transformation Mechanism in Carbon Steels, Tetsu to Hagane, 73 (1987), S. 99-106
 - [17] Wolf,M; Kurz,W.: The Effect of Carbon Content on Solidification of Steel in the Continuous Casting Mold, Metallurgical Transactions B, 12B (1981). S.99-106
 - [18] Matsuura,K.; Itoh,Y; Narita,T.: A Solid Liquid Diffusion Couple Study of the Peritectic Reaction in Iron-Carbon System, ISIJ International, 33 (1993), S. 583-587
 - [19] Matsuura,K.; Maruyama,H.; Itoh,Y.; Kudoh,M.; Ishii,K.: Rate of Peritectic Reaction in IronCarbon System Measured by Solid/Liquid Diffusion Couple Method, ISIJ International, 35 (1995),S. 183-187
 - [20] Schwerdtfeger,K.: Bildung von Makrosegierung, Metallurgie des Stranggießens, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf 1992, ISBN 3-514-00350-5

-
- [21] Benon, W.D.; Incopera, F.P.: A continuum model for momentum, heat and species transport in binary solid-liquid phase change systems. *Heat Mass Transfer* 30 (1987), No. 10, pp. 2161-2170
- [22] Tieu, A.K.; Kim, I.S.: Simulation of the continuous casting process by a mathematical model. *International Journal of Mechanical Sciences* 39 (1997), No.2, pp. 185-192
- [23] Vichlevschuk, V.A.; Ogurzov, A.P.; Pavljuthenkov, J.A.; Thernomas, G.N.: Mathematische Modellierung der Prozesse in der Sekundärmetallurgie Kiev ISMO MO Ukraini 1997 ISBN 5-7763-8641-1
- [24] Dubendorff, J.; Sardemann, J.; Wünnenberg, K.: Wärmestromdichte und Schalenwachstum in der Kokille bei hoher Gießgeschwindigkeit in der Rundstranganlage. *Stahl und Eisen* 103 (1983), Nr. 25-26, S. 1327-1332
- [25] Koenig, P.J.: Die Messung des Wärmehaushalts von Stranggießkokillen, eine verfahrenstechnische Informationsquelle. *Stahl und Eisen* 92 (1972), Nr. 14, S. 678-688
- [26] Wünnenberg, K.: Möglichkeiten und Grenzen der Wärmeübertragung in Stranggießkokillen. *Stahl und Eisen* 120 (2000), Nr. 7, S. 29-35
- [27] Abratis, H.; Höfer F.; Jünemann, M.; Sardemann, J.; Stoffel, H.: Wärmeübertragung in der Stranggießkokille bei Einsatz unterschiedlicher Gießpulver. *Stahl und Eisen* 116 (1996), Nr. 9, S. 73-78
- [28] Köhler, K.U.; Rasim, W.A.; Berger, R.; Petry, S.; Pluschkell, W.: Prozessüberwachung mit einer instrumentierten Brammenstranggießkokille. *Stahl und Eisen* 116 (1996), Nr. 2, S. 103-198
- [29] Wolf, M.: Die Bedeutung der Delta/Gamma-Umwandlung bei der Erstarrung von Stahlstrangguss – ein metallkundlicher Aspekt. *Radex Rundschau* (1977), Nr. 2, S.131-138
- [30] Sowka, E.: Wärmeabfuhr, Luftspaltbildung und Gefügeausbildung in der Primärkühlzone im Hinblick auf die Entstehung von Oberflächen-Längsrissen bei Brammenstrangguß unlegierter und mikrolegierter Stähle. Technische Universität Clausthal, Fachbereich Bergbau, Hüttenwesen und Maschinenwesen, Diss.; 1988
- [31] Spitzer, K.-H.; Holzhauser, J.-F.; Schwerdtfeger, K.: Study of heat transfer through layers of casting flux: experiments with a laboratory set-up simulating the conditions in continuous casting. *Steel research* 70 (1999), Nr. 7, S. 252-258
- [32] Scheel, R.; Korte, W.: Einfluss unterschiedlicher Gießpulverzusammensetzung auf Stranggießschlacken und Gießpraxis. *Stahl und Eisen* 107 (1987), Nr. 17, S. 781-787
- [33] Kawamoto, M.; Tsukaguche, Y.; Nishida, N.; Kanazawa, T.; Hiraki, S.: Improvement of the initial stage of solidification using mild cooling mold powder. *ISIJ International* 37 (1997), Nr. 2, pp. 134-139
- [34] Horbach, U.; Kockentiedt, J.; Jung, W.: Knüppelschnellgießen mit parabolischer Kokillenkonzentration. *Stahl und Eisen* 117 (1997), Nr. 12, S. 95-101
- [35] Park, J.K.; Thomas, B.G.; Samarasekara, I.V.: Analysis of thermomechanical behaviour in billet casting with different mould corner radii. *Iron and Steelmaking* 2002, Vol.29, No. 5

-
- [36] Grill,A.;Brimacombe, J.K.; Weiberg, F.: Ironmaking Steelmaking, 1976,3, S. 38-47.
- [37] Sorimachi, K.; Brimacombe, J.K.: Ironmaking Steelmaking, 1977,4, S.240-245.
- [38] Kristiansson, J.O; Zetterlund, E.H.: J. Therm. Stress 1984,7, S.209-226.
- [39] Ohnaka, I.; Yashima, Y.: Proc. Int. Conf. On Modelling of casting and welding processes, 1998, Vol. 4, 385-394.
- [40] Stercken, K.; Janke, D; Lange, K.W.; Göklü, S.M.: Einfluss metallurgischer und verfahrenstechnischer Massnahmen auf die Erstarrungsvorgänge beim Stranggießen von Stahl Teil 1, Abschlußbericht
- [41] Singh,S.N.; Blazek, K.E.: J.Metals 26, 1974 No. 10, S. 17-23 u. 26/27.
- [42] Samarasekara,I.V.; Brimacombe, J.K.: Investigation of Mould –Related Quality Problems in Continuous Billet Casting using Mathematical Models, 3rd Process Technology Conf. Pittsburg 1982.
- [43] Dubendorff, J.; Sardemann, J.; Wünnenberg, K.: Wärmestromdichte und Schalenwachstum in der Kokille bei hohen Gießgeschwindigkeiten einer Rundstranganlage, stahl und Eisen 103, 1983 Nr. 25-26
- [44] Louhenkilpi, S.: Study of heat transfer in a continuous billet casting machine, Scand. Journal of Metallurgy 1994, 23, S. 9-17.
- [45] Wolf, J.; Bruder,R.; Borowski, A.: Investigation and results of SBQ billets cast with double speed at thyssen stahl oberhausen, Metec 1994, Vol. 1.
- [46] Pinhero, C.A.M.; Samarasekara, I.V.; Brimacombe, J.K.; Walker, B.N.: Mould heat transfer and continuously cast billet quality with mould flux lubrication, Ironmaking steelmaking 2000, Vol, 27 No. 1
- [47] Ridolfi, M.R.; Gotti, A.; Laraudogoita, J.J.: Santisteban, V.: Optimisation of geometry of 185 x 185 mm square mould of Sidenor continuous casting machine, Ironmaking Steelmaking 2004, Vol. 31, No. 5
- [48] Alvarez de Toledo, G.; Lopez, A; Ciriza, J.; Laraudogoita,J.J: Use of instrumented moulds and billet mould friction data as a tool for improving quality of continuous casting billets, influence of solidification phenomena on quality aspects of CC semi-products, ECSC Steel Workshop 2002 Luxemburg.
- [49] Alverez de Toledo, G.; Ciriza, J.; Laraudogoita, J.J.; Arteaga, A.. Abnormal transient phenomena in the continuous casting process, Part 2, Ironmaking Steelmaking 2003, Vol. 3, No. 5.
- [50] Chow, C.; Samarasekara, I.V.: High speed continuous casting of steel billets, Part 1: General Overview, Ironmaking and Steelmaking 2002, Vol.29,No.1
- [51] Alberny,R;Leclercq,A;Amaury,D;Lakousse,M; Rev.Metallurgie,1976, No.7-8.pp.545-557
- [52] Mangin,M; Nicolas,M; Foussal,J; Marioton,J ;Larrecq,M; Wanin,M; Rev. Metallurgie, CIT(Fev.1985),pp. 111-118
- [53] Backmann,G;Koethe,A;Loeser,W;Richter,J;Schubert,T;Thiem,S; Hering,L: Stahl und Eisen, 113 (1993),No.2.pp. 63-66
- [54] Blazek,K: Iron and Steelmaker (Oct. 1987),pp. 36-38

-
- [55] Kawakami,K; Kitagawa,T; Murakami,K; Miyashita,Y;Tsushida,Y; Kawawa,T: Nippon Kokan Technical Report Overseas (1982), No. 36,pp.26-41
 - [56] Wada,T; Suzuki,M; Moti,T: Iron and Steelmaker, 14 (1987), No. 9, pp. 31-38
 - [57] Becker, G,Kowollik, C, Schroer, H: Automatenstähle für die Serienteilfertigung, Thyssen Technische Berichte, Heft 2/77
 - [58] Sutter, H., Becker, G., Automatenstähle, Werkstoffkunde Stahl, Band 2: Anwendung, Springer Verlag 1985
 - [59] Aborn,R.H., Role of Additives in the Machinability of Steel, International Symposium of Metallurgy on Machinability of Steel, Sept. 26-28, 1977, Tokyo Japan
 - [60] Wolf,M: "Über den Zusammenhang zwischen Anfangserstarrung und Beschaffenheit der Strangoberfläche bei peritektisch erstarrenden Stählen", Habilitationsschrift, Zürich (1996)
 - [61] Kurz.W., Wolf.M.: The Effect of Carbon Content on Solidification of Steel in the Continuous Casting Mold,Continuous Casting Volume Nine, 1997,pp.165-173
 - [62] Shridar,G; Das,S; Mukhopadhyay,N: Failure analysis of low carbon free-cutting steel wire rods, National Metallurgical Laboratory, Jamshedpur. India, Engineering failure analysis 6,155-172,1999
 - [63] Stevenson, O.A., Wolff, J.:Trans.Metall. Soc. AIME 221 (1961) 271
 - [64] Li,L.;Weyl,A.;Janke,D.:Solvability of Zn and Pb in liquid iron and theirpartition between liquid iron and selected steelmaking slag system, Steel Research, 66 (1995), No.4
 - [65] Ispat Inland, Inc., Research and Development, Hot ductility Characterisation of Ispat Ruhrort's Cold-Heading and Free-Machining Grades of Steel,Nov 8th, 1999
 - [66] Lüttenberg, M.; Kirsch, D.; Röhrig, A.; Kawa, F.: Near to round Billet Casting, First Experience at Mittal Steel Ruhrort, METEC InSteelCon, Düsseldorf, 11-15 June, 2007
 - [67] Untersuchung ArcelorMittal Ruhrort GmbH, (2007), Reg. Nr.:0530136
 - [68] Untersuchung ArcelorMittal Ruhrort GmbH, (2007), Reg. Nr.:0430289
 - [69] Untersuchung ArcelorMittal Ruhrort GmbH, (2007), Reg. Nr.:0530352
 - [70] Untersuchung ArcelorMittal Ruhrort GmbH, (2007), Reg. Nr.:0630396
 - [71] Bonacker, J.: Einfluss der Mangansulfidausbildung beim Knüppelstranggießen in Abhängigkeit der Abkühlrate und der Liegezeit beim Automatenstahl, Bachelorarbeit, Universität Duisburg-Essen, 2006
 - [72] Untersuchung ArcelorMittal Ruhrort GmbH, (2005), Reg. Nr.: 0530136
 - [73] Untersuchung ArcelorMittal Ruhrort GmbH, (2006), Reg. Nr.: 0630396
 - [74] Puvvada N.R.: Influence of casting parameters on the microstructure of the direct cast billet and the surface quality of the wire-rod, Diploma thesis IEHK RWTH Aachen, (2005)
 - [75] Untersuchung ArcelorMittal Ruhrort GmbH, (2007), Reg. Nr.: 0730295
 - [76] Normanton,A,Ludlow,V.Smith,W,Gotti,A,Thiemann,M,Landa,S,Wans,J: Improving surface quality of continuously cast semis by understanding of shell development and growth, Technical steel research series, ISBN 92-79-00086-1

-
- [77] Pavlov,V.; Urtsev.N.; Kol'tsova,V.; Sarychev,F.; Shakirov,N.; Loginov.G.: Production of Free-Cutting Steel A-12, Metallurgist, Vol.40,No.12, 1996
- [78] Ogawa,K; Koyama,S.; Yamanaka,R.; Suzuki,Y.; Sasaki,T.; Production of New Free-Machining Steel Containing CaS Inclusions, SteelmakingConference Proceedings, 1989, pp. 549-553
[Okushima,S.; Kawasaki,S.; Suzuki,Y.; Matsuyama,H.: Continuous Casting of Lead Steel by Bloom Caster, Steelmaking Conference Proceedings, 1988, pp. 145-150
- [79] Nishimura,T.; Koishi,S.; Yamamoto,Y.; Wada,Y.; Mine,K.; Shinjo,Y.: Development of a Low-Carbon Resulfured Free Cutting Steel by Continuous Casting, and its Properties, Kawasaki Steel Technical Report no.8, Sept 1983
- [80] Interner Bericht ArcelorMittal Forschung und Entwicklung
- [81] Senk,D, Leuschke,U, Puvvada,R.: Veröffentlichung 21.Aachener Stahlkolloquium 2006
- [82] Spitzer, K.H., Investigation of heat transfer between metal and water-cooled belt using a least square method, Int. J. Heat Transfer, Vol34, No. 8,pp. 1969-1974, 1991
- [83] Pfeifer, H.: High Temperature Engineering 1, Manuskript WS 07/08
- [84] Volkova,O.: Mathematische Modellierung und experimentelle Untersuchung der Schnellerstarrung von Stählen, Dissertation, ISSN:1617-3309, ID-Nr. 159
- [85] VDI-Wärmeatlas. Düsseldorf; VDI-Verlag 1991. - ISBN 3-18-401084-8
- [86] Häfner, F.; Sames, D.; Voigt, H.-D.: Wärme und Stofftransport. Berlin; Springer-Verlag 1992. – ISBN 3-540-54665-0
- [87] Wosch,E.: Physikalisch-mathematische Analysen zur Temperaturführung zwischen Pfannenofen und Sekundärkühlung beim Stranggießen von Stahl, Habilitation, RWTH Aachen,2005,ISBN 3-937057-12-9
- [88] Friedrich,H.: Grundlagen der Wärmeübertragung, VDI-Verl. 1982, ISBN 3-18-400529-1
- [89] Baehr,H.,Stephan,K.: Wärme-und Stoffübertragung, Springer-Verlag 1994
- [90] Wagner,W.: Wärmeübertragung: Grundlagen, überarbeitete Aufl. Würzburg: Vogel, 1998, ISBN 3-8023-1703-3
- [91] Lüttenberg M., Leuschke U., Puvvada N.R.: Einsatz der Allkonvexkokille an der Stranggießanlage 1 und Maßnahmen zur Verbesserung der Oberflächenqualität von Automatenstahl im Knüppelstrangguß, Report of Arcelor Mittal Ruhrort GmbH, (2008)
- [92] Leuschke U., Lüttenberg M., Puvvada N.R.: Einfluß der Mikroseigerung von Pb-S-legiertem Weichautomatenstahl auf die Oberflächequalität von gewalztem Draht, Aachener Stahlkolloquium, (2007) Tagungsband
- [93] Techniques de l'ingénieur – Ref M600 – www.techniques-ingenieur.fr
- [94] Weiler J.P.: Hot ductility of leaded free cutting steels as cast billets R25mm from Ruhrort grade 4160 (S300Pb), Report R&D 166/08 of Arcelor Mittal Gandrange research centre France, (2008)
- [95] A. CAILLIEZ: Distribution of MnS inclusions of DITHEM samples from free-cutting steels R&D Report n°104/07 of Arcelor Mittal Gandrange research centre France

10. Abbildungsverzeichnis

Abb. 2.01. : Zusammenhang zwischen freier Enthalpie und der Temperatur für den flüssigen und festen Zustand

Abb. 2.02: Skizze der Erstarrungsstruktur eines Knüppelquerschnitts mit sog. Speckschicht (Chill-Zone), transkristallinen Bereichs (Columnar Zone) und globularer Kernzone (Equiaxed Zone)

Abb. 2.03: Schematische Darstellung der Dendritenbildung bei der Erstarrung

Abb. 2.04: Dendritenmorphologie in einem austenitischen Stahl im Quer (a)-und Längsschliff (b)

Abb. 2.05: Experimentell ermittelte Daten für Primar- und Sekundärdendritenarmabstände in Eisenlegierungen a) Fe-25%Ni; b) Kohlenstoffstahl von 0,1-0,9 % Kohlenstoff in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit [14]

Abb. 2.06: Binäres peritektisches Zustandsdiagramm (schematisch) mit stabilen und instabilen Umwandlungslinien

Abb. 2.07: Schematischer Ablauf einer peritektischen Erstarrung

Abb. 2.08: Mikroseigerung in einem niedriglegierten Stahl

Abb. 2.09: Schematische Darstellung eines von Restschmelze durchströmten Bereichs dendritischer Erstarrung

Abb. 2.10: Konzentrationssprung an der Erstarrungsfront

Abb. 2.11: Schema des Wärmezustandes bei der Stahl-Erstarrung in der Kokille einer Stranggießanlage

Abb. 2.12: Schema des Wärmezustandes bei der Erstarrung

Abb. 2.13: Vergleich von gemessener und berechneter Strangschalendicke bei weicher Ziehgüte, 285 mm unterhalb Gießspiegel und 2,2 m/min Gießgeschwindigkeit

Abb. 2.14: Berechnete Spannungsverteilung nach Model AMEC2D deckt sich mit am Knüppel gefundenen Einziehungen

a) geätzter Knüppel mit Einziehung

b) Spannungsverteilung in der Strangschale

c) Äquivalente Spannungs-Dehnungslinien in der Strangschale

Abb. 2.15: Temperaturprofil und Luftspaltbildung bei 4 mm Kantenradius und fortschreitender Erstarrung

Abb. 2.16: Temperaturprofil und Luftspaltbildung bei 15 mm Kantenradius und fortschreitender Erstarrung

Abb. 2.17: Temperaturprofile für 4 mm und 15 mm Kantenradius bei Tauchrohr und Ölguss

Abb. 2.18: Einfluss des C-Gehaltes des vergossenen Stahles auf den über das Kokillenwasser abgeführten mittleren Wärmestrom

-
- Abb. 2.19:** Einfluss der Gießgeschwindigkeit auf die Wärmeabfuhr über das Kokillenwasser für verschiedene Kohlenstoffbereiche bei konstanter Gießtemperatur
- Abb. 2.20:** Einfluss der Gießtemperatur auf den Wärmestrom
- Abb. 2.21:** Einfluss des Kokillenalters auf die Wärmeabfuhr über das Kokillenwasser für verschiedene Kohlenstoffgehalte (I = 0.06% C; III = 0,6% C)
- Abb. 2.22:** Berechnetes Temperaturprofil in Längsrichtung der Kokille für Standardbedingungen
- Abb. 2.23:** Ausbauchung für Standardbedingungen mit und ohne Ansätze
- Abb. 2.24:** Lage der Messstellen in der Wand des Kokillenrohrs
- Abb. 2.25:** Verlauf der Temperaturen während Gießen
- Abb. 2.26:** Wandtemperaturen in verschiedenen Ebenen für unterschiedliche Gießbedingungen
- Abb. 2.27:** Temperaturverteilung über die Kokillenlänge für 2,75 und 8,75 mm Tiefe und 3 m/min Gießgeschwindigkeit
- Abb. 2.28:** Mittlere Wärmestromdichte über die Kokillenrohrlänge und verschiedenen Gießgeschwindigkeiten
- Abb. 2.29:** Wärmestromdichte in Abhängigkeit der Gießgeschwindigkeit
- Abb. 2.30:** Mittlere Wärmestromdichte in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes
- Abb. 2.31:** Schalendicke in Abhängigkeit von Gießgeschwindigkeit und Kohlenstoffgehalt
- Abb. 2.32:** Einfluss verschiedener Gießarten und EMS auf den Wärmestrom in der Kokille
- Abb. 2.33:** Einfluss der Kokillenkonzität auf die Wärmeabfuhr in der Kokille
- Abb. 2.34:** Wärmestrom bei peritektischer Güte für Öl- und Pulverguss
- Abb. 2.35:** Wärmestrom bei Kaltstauchgüte mit 0,32% C für Öl- und Pulverguss
- Abb. 2.36:** Wärmestrom für verschiedene Oszillationsbedingungen
- Abb. 2.37:** Einfluss der Primärwassergeschwindigkeit auf den Wärmestrom in der Kokille
- Abb. 2.38:** Mit Thermoelementen instrumentierte Kokille im Werk Sidenor Basauri
- Abb. 2.39:** Entwicklung des Wärmestroms über die Gießzeit für 27Cr4 für 6 Stränge
- Abb. 2.40:** Wärmestrom in der Kokille in Abhängigkeit der Position und des ΔT Primärwasser
- Abb. 2.41:** Abhängigkeit des Wärmestroms in der Kokille von der Gießgeschwindigkeit für 0,4 % C Kohlenstoffstahl für verschiedene Ebenen
- Abb. 2.42:** Mittlerer Wärmestrom in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes
- Abb. 2.43:** Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf den Wärmestrom über die Kokillenlänge
- Abb. 2.44:** Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf den mittleren Wärmestrom
- Abb. 3.01:** Berechnete Strangschalendicken verschiedener Autoren für niedrig gekohlten Stahl in Abhängigkeit der Erstarrungszeit
- Abb. 3.02:** Baumannabdruck einer Bramme mit Erstarrungsabsätzen

-
- Abb. 4.01:** Produktionsweg von Automatenstahl im Werk Ruhrort der ArcelorMittal GmbH
- Abb. 4.02:** Gussgefüge von Automatenstahl (11SMnPb30) bei 500-facher Vergrößerung
- Abb. 4.03:** System Eisen-Blei
- Abb. 4.04:** Brucheinschnürung in Abhängigkeit der Umformtemperatur für Vorblock und Knüppelgeometrie aus Automatenstahl 11SMnPb30
- Abb. 4.05:** Brucheinschnürung in Abhängigkeit der Umformtemperatur für Vorblock und Knüppelgeometrie aus Automatenstahl 11SMnPb30
- Abb. 4.06.:** Brucheinschnürung in Abhängigkeit der Umformtemperatur für Vorblock und Knüppelgeometrie aus Automatenstahl 11SMnPb30 (low Phosphor)
- Abb. 4.07:** Brucheinschnürung in Abhängigkeit der Umformtemperatur für Vorblock und Knüppelgeometrie aus Automatenstahl 11SMnPb30 (low Phosphor)
- Abb. 4.08:** Neues Kokillenkonzzept Invex®
- Abb. 4.09:** Kupferrohr mit Stützmantel und Kühlkanälen
- Abb. 4.10:** Superellipse
- Abb. 4.11:** Eckengeometrie Invex®-Kokille Version 2
- Abb. 4.12:** Instrumentierte Kokille mit 48 Thermoelementen
- Abb. 4.13:** Kokille mit Steck- verbindung eingebaut am Strang1 mit 48 Thermoelementen der Knüppelstranggießanlage
- Abb. 4.14:** Neues Fußgerüst mit Beaufschlagung der Kanten
- Abb. 4.15:** Installation der Prüfpule zwischen Fertigblock und Kühlstrecke einer Ader
- Abb. 4.16:** Typische Auswertung des Prüfrechners eines Drahtinges bei IWHG
- Abb. 4.17:** Schalenartiger Fehlerbefall auf dem Walzdraht
- Abb. 4.18:** Typische Anzeige bei Oberflächenfehler auf dem Draht
- Abb. 4.19:** Schema der Kokillinstrumentierung
- Abb. 4.20:** Invex®-Kokillenrohr Version 1 (Zentrumskonizität und Konizität neben den Ecken)
- Abb. 4.21:** Oberflächenergebnisse des Walzdrahtes verschiedener Qualitäten für Invex®-Kokille (Version 1) im Vergleich zur Standardkokille
- Abb. 4.22:** Beizscheibe Invex®-Kokille Stahlsorte 19MnB4
- Abb. 4.23:** Beizscheibe Stahlsorte 19MnB4 Standardkokille
- Abb. 4.24:** Beizscheibe Invex®-Kokille Stahlsorte D-65 C
- Abb. 4.25:** Beizscheibe Standardkokille Stahlsorte D-65 C
- Abb. 4.26:** Baumannabdruck 11SMnPb36 mit Standardkokille
- Abb. 4.27:** Baumannabdruck 11SMnPb36 mit Invex®-Kokille
- Abb. 4.28:** Abhängigkeit der Temperaturverteilung entlang der Invexkokille® von der Gießgeschwindigkeit
- Abb. 4.29:** Abhängigkeit der Temperaturverteilung im Eckenbereich entlang der Invex®-Kokille (Version 1) von der Gießtemperatur

-
- Abb. 4.30:** Abhängigkeit der Temperaturverteilung über die Kokillenlänge im Eckenbereich der Invex®-Kokille Version V1 von der Kokillenwassermenge
- Abb. 4.31:** Abhängigkeit der Temperaturverteilung entlang der Kokillenlänge im Eckenbereich der Invex®-Kokille Version 1 in Abhängigkeit der Basizität des Gießpulvers
- Abb. 4.32:** Temperaturprofil Invex®-Kokille bei 11SMnPb30 (Version 1)
- Abb. 4.33:** Invex®-Kokillenrohr (Version 2)
- Abb. 4.34:** Temperaturprofil der Invex-Kokille (Version 2) bei 11SMnPb30.
- Abb. 4.35:** Oberflächenergebnisse des Walzdrahtes für Invex®-Kokille (Version 2) im Vergleich zur Standardkokille bei gebleitem Automatenstahl
- Abb. 4.36:** Verschleißbild der Invex-Kokille Version 2 nach 27 Abgüssen
- Abb. 4.37:** Invex®-Kokillenrohr (Version 3)
- Abb. 4.38:** Temperaturprofil Invex-Kokille bei 11SMnPb30 (Version 3)
- Abb. 4.39:** Oberflächenergebnisse des Walzdrahtes für Invex®-Kokille (Version 3) im Vergleich zur Standardkokille bei gebleitem Automatenstahl
- Abb. 4.40:** Vergleich der Oberflächenergebnisse für Invex®-Kokille 1-3 im Vergleich zur Standardkokille bei gebleitem Automatenstahl
- Abb. 4.41:** Kühlleistungsverhältnis Standard-Kokille versus Invex®-Kokille (Version 1) für verschiedene Gießgeschwindigkeiten und Kohlenstoffgehalte
- Abb. 4.42:** Kühlleistungsverhältnis Standard-Kokille versus Invex®-Kokille (Version 2) für verschiedene Gießgeschwindigkeiten und Kohlenstoffgehalte
- Abb. 4.43:** Kühlleistungsverhältnis Standard-Kokille versus Invex®-Kokille (Version 3) für verschiedene Gießgeschwindigkeiten und Kohlenstoffgehalte
- Abb. 4.44:** Vergleich der Kühlleistungen Invex®-Kokille (Version 1-3) und Standard-Kokille für eine Gießgeschwindigkeit von 3,5 m/min
- Abb. 5.01:** Probenentnahme für die metallografische Untersuchung
- Abb. 5.02:** MnS-Dichte für Invex®-Kokille V1 bei 11SMnPb30 für Kanten und Flächenbereiche (siehe Probenplan)
- Abb. 5.03:** MnS-Dichte für Invex®-Kokille V2 bei 11SMnPb30 für Kanten und Flächenbereiche (siehe Probenplan)
- Abb. 5.04:** Probenplan zur Bestimmung der SDAS
- Abb. 5.05:** Unterteilung der einzelnen Proben zur Bestimmung der SDAS
- Abb. 5.06:** Sekundärdendritenarme (Durchstoßpunkte) bei 11SMnPb30
- Abb. 5.07:** Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 1 für Invex®-V 1 (siehe Probenplan)
- Abb. 5.08:** Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 2 für Invex®-V1 (siehe Probenplan)
- Abb. 5.09:** Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 3 für Invex®-V1 (siehe Probenplan)
- Abb. 5.10:** Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 4 für Invex®-V1 (siehe Probenplan)

-
- Abb. 5.11:** Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 4 für Invex®-V2 (siehe Probenplan)
- Abb. 5.12:** Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 3 für Invex®-V2 (siehe Probenplan)
- Abb. 5.13:** Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 2 für Invex®-V2 (siehe Probenplan)
- Abb. 5.14:** Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 4 für Invex®-V2 (siehe Probenplan)
- Abb. 5.15:** Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 1 für Invex®-V3 (siehe Probenplan)
- Abb. 5.16:** Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 2 für Invex®-V3 (siehe Probenplan)
- Abb. 5.17:** Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 3 für Invex®-V3 (siehe Probenplan)
- Abb. 5.18:** Sekundärdendritenabstände für 11SMnPb30 Probe 4 für Invex®-V3 (siehe Probenplan)
- Abb. 5.19:** Längs-Baumannabzug von 11SMnPb30 aus Standardkokille
- Abb. 5.20:** Längs-Baumannabzug von 11SMnPb30 mit Invex®-Kokille
- Abb. 5.21:** Durchbruchschale von 11SMnPb30; Baumannabzug
- Abb. 5.22:** Durchbruchschale bei 11SMnPb30
- Abb. 5.23:** Makroseigerung mit Erstarrungslinie und Kontakt zur Oberfläche
- Abb. 5.24:** Makroseigerungen im Bereich der Erstarrungslinie
- Abb. 5.25:** Makroseigerungen im Bereich der Erstarrungslinie mit Oberflächenfehler
- Abb. 6.01:** Versuchswalzung 130² auf 100² für gebleiten und ungebleiten Automatenstahl
- Abb. 6.02:** Längsschliffe der Stahlmarke 11SMnPb30 links und 11SMn30 rechts nach umblocken von 130² auf 100
- Abb. 6.03:** geätzter Knüppelabschnitt 11SMnPb30 100 mm² längs geteilt mit Kantenfehler
- Abb. 6.04:** geätzter Knüppelabschnitt 100 mm² 11SMnPb30 längs geteilt mit Erstarrungslinie
- Abb. 6.05:** Elementverteilung im Bereich des Kantenfehlers für Mn, P und S
- Abb. 6.06:** Schema DITHEM®-Dilato-Plastometer
- Abb. 6.07:** Prozessschema beim Heißzugversuch im Dilato-Plastometer
- Abb. 6.08:** Probenplan für Heißzugversuche DITHEM® aus Invex®-Knüppel-Vormaterial
- Abb. 6.09:** Morphologie der Bruchproben von gebleiten und ungebleiten Automatenstahl aus Invex®-Vormaterial
- Abb. 6.10:** Metallografische Bruchmusteruntersuchung für verschiedene Werte der Brucheinschnürung für den gebleiten Automatenstahl
- Abb. 6.11:** Metallografische Bruchmusteruntersuchung für verschiedene Werte der Brucheinschnürung für den ungebleiten Automatenstahl
- Abb. 6.12:** Orientierungsrichtung der Zugprobe innerhalb des Vormaterials
- Abb. 6.13:** Untersuchungsraaster der Bruchfläche
- Abb. 6.14:** Probenplan für Heißzugversuche DITHEM® aus Invex®-Knüppel-Vormaterial

Abb. 6.15: Probenplan für Heißzugversuche

Abb. 6.16: Vergleich der Phasendiagramme von gebleitem (rot) und nicht gebleitem Automatenstahl (schwarz) im Bereich der Primärerstarrung

Abb. 7.01: Ausschnitt aus dem Eisenkohlenstoffdiagramm (a), Anteil fester Phasen Ferrit /Austenit (b), Erstarrungsintervall (c)

Abb. 8.01: Volumenelement

Abb. 8.02: Aufteilung eines Gebietes

LEBENS LAUF

Dipl.-Ing. Mathias Lüttenberg

Otto-Marx-Str. 1
46509 Xanten
Mail : m.luettenberg@online.de

Persönliche Daten

Geburtstag:	14.12.1965
Nationalität:	deutsch
Familienstand:	Verheiratet 2 Kinder

Berufliche Erfahrung

08.1996- 07.2000	Assistent Stranggießanlagen Saarstahl AG/ Völklingen
08.2000 – 07.2008	Betriebsleiter Stranggießanlagen ArcelorMittal Ruhrort/ Duisburg

08.2008 – 05.2011	Leiter Qualitätswesen und Leiter Stranggießanlage Trierer Stahlwerk/ Trier
06.2011-heute	Leiter Prozesstechnik, Fachreferent Schmelzen Reduzieren SMS-Siemag AG, Düsseldorf

Ausbildung/ Studium

09.1989 – 06.1995	RWTH-Aachen Studium der Eisenhüttenkunde Thema der Diplomarbeit: Entkupferung von Eisenschmelzen mit Sodaschlacken unter besonderer Berücksichtigung der Rührwirkung ▪ Abschluss als Diplom-Ingenieur
09.1988-09.1989	Wehrdienst Flottendienstgeschwader/ Flensburg • Ausbildung zum Unterwasserwaffenmechaniker
09.1986 – 05.1988	Ausbildung zum Werkzeugmacher ▪ Abschluss Geselle
09.1983-05.1986	Städtisches Gymnasium Lüdenscheid • Abschluss Abitur